

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DE LA
MAÎTRISE EN GÉNIE MÉCANIQUE
M.Ing.

PAR
Christophe DUCASSY

PRÉDICTION DE LA DURETÉ ET DE LA PROFONDEUR DE LA ZONE DE SUR-
REVENU LORS D'UNE CHAUFFE RAPIDE PAR INDUCTION D'UN ACIER 4340
TREMPÉ REVENU

MONTREAL, LE 25 MARS 2010

© Tous droits réservés, Christophe Ducassy, 2010

PRÉSENTATION DU JURY
CE RAPPORT DE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ
PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Philippe Bocher, directeur du mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

Mme Sophie Lerouge, présidente du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Jean-Luc Fihey, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Patrick Arkinson, examinateur externe
Design Mechanical Components Center à Pratt&Whitney Canada

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 24 MARS 2010

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

*"Hofstadter's Law: It always takes longer than you expect,
even when you take into account Hofstadter's Law." * ⁽¹⁾*

** "Loi de Hofstadter : les choses prennent toujours plus de temps que prévu,
même en tenant compte de la Loi de Hofstadter."*

(1) Douglas Hofstadter, *Gödel, Escher, Bach: An Eternal Golden Braid*, 1979 (Prix Pulitzer)

REMERCIEMENTS

Nous avons rarement l'occasion d'exprimer officiellement des remerciements, c'est pourquoi je vais profiter de ces quelques lignes qui me sont réservés pour présenter avec la plus grande sincérité l'état d'esprit dans lequel je rends ce mémoire de maîtrise.

En premier lieu, je remercie grandement la personne qui m'a proposé ce sujet d'étude, mon directeur de recherche, Monsieur Philippe BOCHER, enseignant et chercheur à l'ÉTS. Par son ouverture d'esprit, sa remarquable souplesse et sa bonne humeur, il m'a octroyé une très grande liberté durant ces 3 années d'étude, et m'a permis de développer mon autonomie dans le travail.

Je me tourne ensuite vers l'entreprise PRATT&WHITNEY CANADA, sans qui ce projet n'aurait pas existé, ainsi que vers Monsieur Sundararajan SUBRAMANYA et Monsieur Patrick ARKINSON, ingénieurs de cette même entreprise, pour le suivi des travaux qu'ils ont assuré.

Ensuite, Monsieur Florent BRIDIER, chercheur à l'ÉTS, qui par son sérieux et sa rigueur m'a toujours permis d'avancer malgré les difficultés. Nos discussions autour de ma problématique de recherche comme sur des sujets plus éloignés m'ont à chaque fois amené à me poser plus de questions, mais m'ont toujours aidé à avancer dans mon cheminement. Je l'en remercie.

J'aimerais ensuite remercier Madame Sophie LEROUGE et Monsieur Jean-Luc FIHEY, chercheurs à l'ÉTS, qui m'honorent par leur présence en tant que jury de soutenance et examinateurs de mon mémoire.

Je remercie le Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG) et le Consortium de recherche et d'innovation en aérospatiale au Québec (CRIAQ) pour le financement de ce projet.

Je remercie également le Docteur Steve YUE de l'Université McGill de Montréal pour m'avoir donné accès à ses équipements de laboratoire.

Bien sûr, je suis reconnaissant envers mon école d'origine, ARTS & MÉTIERS ParisTech, de m'avoir permis cet enrichissant échange à l'étranger.

De façon moins formelle et moins conformiste, j'aimerais apporter ma plus grande gratitude :

- au peuple québécois pour son accueil et son hiver,
- aux personnes rencontrées lors de voyages autour du globe, avec qui les situations vécues m'ont apporté ouverture d'esprit, débrouillardise et humilité,
- à Douglas Hofstadter, pour son œuvre phare citée plus haut qui, il y a quelques années, a bouleversé ma perception du Monde,
- aux rencontres de 1 heure comme aux amis de 20 ans, à mes parents et ma famille, qui ont tous su enrichir ma vie, m'encourager dans mes démarches les plus folles, et m'apporter le soutien nécessaire durant mes années d'étude.

De ce premier tiers de vie, je retiendrai que la plus précieuse des choses qu'il soit, et pourtant pour laquelle on ne fait pas la guerre, c'est le Temps. Aussi, en invitant l'Homme à plus de tolérance, de respect, de discussion, d'entraide, d'esprit critique, d'amour et de liberté, mes derniers remerciements iront à ceux qui partageront ces valeurs.

À ma famille

PRÉDICTION DE LA DURETÉ ET DE LA PROFONDEUR DE LA ZONE DE SUR-REVENU LORS D'UNE CHAUFFE RAPIDE PAR INDUCTION D'UN ACIER 4340 TREMPÉ REVENU

Christophe DUCASSY

RÉSUMÉ

La présente étude concerne les cinétiques d'adoucissement de la martensite lors d'un traitement thermique de trempe par induction de l'acier AISI 4340. La trempe par induction est utilisée dans l'industrie car elle permet de durcir superficiellement des dents d'engrenages de façon propre et en un temps très court. La très grande majorité des traitements de durcissement par induction sont faits sur des structures ferrito-perlitique de faible dureté. Toutefois, dans cette étude, le matériau initial est à l'état martensitique revenu et possède une dureté entre 400 et 450 Hv afin d'améliorer les propriétés mécaniques du centre de la pièce. Métallurgiquement, cela implique une grande différence entre ces deux cas, la structure ferrito-perlitique est thermodynamiquement stable, alors que la martensite est métastable. À cause de la température excessive atteinte dans la zone située en-dessous de la couche trempée, la martensite s'y d'adoucit lors du traitement par induction, on l'appelle alors la zone de sur-revenu. En effet, cette couche (martensitique) est portée à très haute température sans subir d'austénitisation, elle tend alors vers un état plus stable, composé de ferrite et de cémentite. Ce retour vers l'équilibre thermodynamique implique une perte de dureté. Le but de cette étude est alors de prédire la profondeur affectée et de quantifier la perte de dureté en cette zone de sur-revenu en fonction d'un cycle thermique donné, c'est-à-dire un cycle très court à une température très élevée. Lors d'une campagne d'expérience, l'influence du temps, de la température, ainsi que de la dureté/microstructure initiale sur les cinétiques d'adoucissement de cet acier faiblement allié a été étudiée. Les abaques ainsi obtenus ont été décrites à l'aide de 3 modèles différents puis implémentés dans une simulation par éléments finis afin de comparer des duretés calculées de la zone de sur-revenu avec les duretés réelles.

Mots-clés : cinétique, revenu, martensite, sur-revenu, induction, durcissement par induction

PREDICTION OF THE HARDNESS AND THE DEPTH OF THE OVER-TEMPERING AREA DURING RAPID INDUCTION HEATING OF A QUENCHED-TEMPERED 4340 STEEL

Christophe DUCASSY

ABSTRACT

The present work concerns the kinetics of hardness loss during induction heat treating of a AISI 4340 steel. Induction hardening is used in industry as it allows superficial hardening of parts in a very short time and it is “green” manufacturing process. The vast majority of induction hardening is done on ferrite-pearlite structures and low core hardness. However, in this study, the core material is a tempered martensite with hardness of 400-450 Hv for mechanical purposes. Metallurgically, there is a big difference between these two cases as ferrite-pearlite structure is thermodynamically stable, whereas martensite is metastable. Because of the excessive temperature experienced just below the transformed region, the martensite of this region softens and this region is qualified as “over-tempered”. Indeed, this martensitic layer is heated to very high temperature levels without being austenitized and tends to a stable state, i.e., ferrite with dispersed carbides. This return to equilibrium leads to hardness loss. The aim of this study is to predict the affected depth and to quantify the final hardness of this over-tempered zone according to a given thermal cycle, i.e. very short times and high temperatures. Thanks to an experience campaign, the influence of time, temperature and hardness / initial microstructure on the kinetics of softening of the low alloy steel has been studied. Abacus obtained were described using 3 different models and then implemented in a FEM simulation to compare the calculated hardness of the over-tempering area versus the real hardness.

Keywords : kinetics, tempering, martensite, over-tempering, induction, surface hardening

TABLE DES MATIÈRES

Page

3.4.2	Choix et Influence du paramètre C	71
3.4.3	Équation du «modèle HJ» pour la seconde partie de la courbe	73
3.5	Élaboration du «modèle analytique» des pertes de duretés	75
3.5.1	Sélection des données	75
3.5.2	Prise en compte de l'incubation	78
3.5.3	Équations du «modèle analytique»	79
3.6	Élaboration du «modèle Johnson-Mehl-Avrami»	82
3.6.1	Équations des Johnson-Mehl-Avrami	82
3.6.2	Phénomène thermiquement activé	84
3.6.3	Application pour le lot I	85
3.6.4	Application pour le lot F	90
3.7	Validité des modèles pour décrire le phénomène de sur-revenu	93
3.8	Interprétations physiques des courbes de perte de dureté	94
3.9	Conclusion	96
CHAPITRE 4 APPLICATION DE LA LOI CINÉTIQUE		99
4.1	Introduction	99
4.2	Procédure expérimentale	99
4.3	Discrétisation de l'historique thermique	102
4.4	Résultats	106
4.5	Discussion	109
4.6	Conclusion	110
CHAPITRE 5 PERTES DE DURETÉ EN SERVICE D'UNE DENT D'ENGRENAGE		112
5.1	Introduction	112
5.2	Procédure expérimentale	113
5.2.1	Principe	113
5.2.2	Historique des roues utilisées	113
5.2.3	Huile utilisée	114
5.2.4	Préparation des échantillons	115
5.2.5	Choix des paramètres de temps et de températures	115
5.3	Résultats	116
5.3.1	Cinétique d'adoucissement à température constante	116
5.3.2	Cinétiques d'adoucissement pour une même dureté initiale	118
5.3.3	Vieillissement thermique et spécifications en duretés sub-surfaciques	120
5.4	Conclusion	122
CONCLUSION		123
ANNEXE I	MESURES DE MICRODURETÉ DES LOTS TR, F, et I	126
ANNEXE II	TAUX D'AUSTÉNITE RÉSIDUELLE DANS LE 4340	130
ANNEXE III	CALCULS DE PRÉDICTION DE LA ZONE DE SUR-REVENU DU CYLINDRE	132

ANNEXE IV	CARACTERISTIQUES DE L’HUILE DE PALME	133
ANNEXE V	MESURES DE MICRODURETÉ DES ÉCHANTILLONS INDUITS ET CÉMENTÉS.....	136
ANNEXE VI	ARTICLE DE CONFERENCE : 1 st MEDITERRANEAN CONFERENCE ON HEAT TREATMENT AND SURFACE ENGINEERING SHARM-EL-SHECK, EGYPT, 2009	138
BIBLIOGRAPHIE.....		147

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1	Grandeurs physiques intervenant en induction24
Tableau 1.2	Composition chimique des aciers utilisés29
Tableau 1.3	Températures de transformations théoriques à l'équilibre pour l'acier 434031
Tableau 3.1	Conditions de traitement thermique des échantillons initiaux.....60
Tableau 3.2	Conditions de revenu des échantillons.....61
Tableau 3.3	Coefficients des droites de régression du lot F ainsi que les valeurs calculées de H_1 , H_2 , et $t_{1 \rightarrow 2}$79
Tableau 3.4	Coefficients des droites de régression du lot I ainsi que les valeurs calculées de H_1 , H_2 , et $t_{1 \rightarrow 2}$79
Tableau 3.5	Précision du «modèle analytique» pour le lot F.....82
Tableau 3.6	Précision du «modèle analytique» pour le lot I82
Tableau 3.7	Exemples d'énergies d'activations pour quelques nuances d'acier85
Tableau 3.8	Précision du «modèle JMA» pour le lot I89
Tableau 3.9	Précision du «modèle JMA» pour le lot F92
Tableau 3.10	Temps d'incubation en fonction de la température avec le «modèle JMA»93

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1	Principes de l'induction.22
Figure 1.2	Représentation de la profondeur de peau.....23
Figure 1.3	a) Dents traitées en MF (10 kHz), b) Dents traitées en HF (120 kHz), c) Dents traitées simultanément en MF et HF.25
Figure 1.4	Effet de la microstructure de départ sur une barre d'acier 1070 en réponse à un durcissement superficiel par induction.26
Figure 1.5	Progression des lattes de martensite dans les grains d'austénite.27
Figure 1.6	Profil type de contraintes résiduelles dans une pièce induite superficiellement.....28
Figure 1.7	Diagramme des phases Fer-Carbone avec les microstructures stables associées pour un alliage hypoeutectoïque.30
Figure 1.8	Diagramme TRC de l'acier 34CrMo4.32
Figure 1.9	Diagramme TTT de l'acier 4340.33
Figure 1.10	Mailles possibles a) Austénite γ (cfc), b) Martensite α' (qc), c) Ferrite α (cc).34
Figure 1.11	Corrélation entre trempabilité et refroidissement continu d'un acier allié.....36
Figure 1.12	Courbe de trempabilité du 4340 et d'autres aciers à 0,4% de carbone.37
Figure 1.13	Diagramme TRC du 4340.....37
Figure 1.14	Courbes dilatométriques d'un acier 70MC5 (10°C/min) A : trempe eau + azote liquide, E : trempe eau.38
Figure 1.15	Fractions volumiques d'austénite résiduelle en fonction de la température pour le 4340.40
Figure 1.16	Prisme trigonal du Fe_3C41

Figure 1.17	Dureté en fonction des paramètres de revenu (four ou induction) sur un acier 1050.....	42
Figure 1.18	Discrétisation de l'historique thermique pour calculer son équivalent isotherme.....	44
Figure 1.19	Utilisation du paramètre de revenu de Grange et Baughman pour plusieurs aciers.....	45
Figure 2.1	Endommagement par micro-piqures sur un flanc de dent.	47
Figure 2.2	Cas d'endommagements en service a) Fatigue de contact, b) Flexion en creux de dent.	48
Figure 2.3	Zones de haute dureté nécessaires pour une bonne tenue en fatigue (attaque Nital 3%).	49
Figure 2.4	Profil de dureté après trempe au four (850°C – 1h30).....	50
Figure 2.5	Profil de dureté après trempe au four (850 °C – 1h30) puis revenu au four (400 °C – 2 h).....	50
Figure 2.6	Profil de dureté typique d'une dent trempée par induction.	51
Figure 2.7	Cycle de vie de la zone durcie.	52
Figure 2.8	Micrographie MEB de la zone durcie (x5000), d'une dureté de 700 Hv.....	53
Figure 2.9	Micrographie MEB de la zone de chute (x5000), d'une dureté macroscopique comprise entre 340 Hv et 700 Hv.....	54
Figure 2.10	Cycle de vie de la zone de sur-revenu.	55
Figure 2.11	Micrographie MEB de la zone de sur-revenu (x5000), d'une dureté comprise entre 340 Hv et 450 Hv.	55
Figure 2.12	Cycle de vie du cœur.	56
Figure 2.13	Micrographie MEB à cœur (x5000), d'une dureté de 450 Hv.....	57
Figure 3.1	Évolution de la dureté en fonction du temps de revenu pour le lot I avec la marge d'erreur de mesure du microdurometre (± 10 Hv).....	63
Figure 3.2	Courbes d'adoucissement pour les 3 lots aux quatre températures. a) Trempé Revenu, b) Four, c) Induction.	65
Figure 3.3	Illustration des variables H_1 , H_2 , et $t_{1 \rightarrow 2}$	66

Figure 3.4	Courbes d'adoucissement des 3 lots pour les 4 températures de revenu. ...67
Figure 3.5	Données brutes présentées avec le paramètre PT.69
Figure 3.6	Points retenus pour la deuxième pente avec le critère Hollomon-Jaffé.....70
Figure 3.7	Influence du paramètre C sur l'alignement des points a) C=5, b) C=14,44, c) C=30.....72
Figure 3.8	Influence du paramètre C sur la droite de régression.73
Figure 3.9	Comparaison du «modèle HJ» et des valeurs réelles.....74
Figure 3.10	Séparation des données brutes en 2 cinétiques.76
Figure 3.11	H_1 , H_2 , et $t_{1 \rightarrow 2}$ en fonction de la température pour les 2 lots F (à gauche) et I (à droite).....77
Figure 3.12	$H_1(T)$ en tenant compte d'un temps d'incubation pour le lot F (à gauche) et I (à droite).....78
Figure 3.13	Comparaison du «modèle analytique» et des valeurs réelles.....81
Figure 3.14	Coefficients directeurs des droites de régression de la 1 ^{ère} pente.84
Figure 3.15	Identification graphique de n et de $\ln(k)$ du «modèle JMA» pour la première pente du lot I.87
Figure 3.16	$n(T)$ du «modèle JMA» pour la première pente du lot I.87
Figure 3.17	Identification graphique de Q et de k_0 du «modèle JMA».....88
Figure 3.18	Comparaison du «modèle JMA» de la première pente et des valeurs réelles du lot I.88
Figure 3.19	Comparaison du «modèle JMA» de la deuxième pente et des valeurs réelles du lot I.89
Figure 3.20	Identification graphique de n et de $\ln(k)$ du «modèle JMA» pour la première pente du lot F.90
Figure 3.21	$n(T)$ du «modèle JMA» pour la première pente du lot F.91
Figure 3.22	Identification graphique de Q et de k_0 du «modèle JMA».....91
Figure 3.23	Comparaison du «modèle JMA» et des valeurs réelles du lot F.....92
Figure 3.24	Extrapolation du «modèle HJ» pour les hautes températures du lot F.97

Figure 3.25	Extrapolation du «modèle analytique» pour les hautes températures du lot F.	98
Figure 3.26	Extrapolation du «modèle JMA» pour les hautes températures du lot F.	98
Figure 4.1	Profil de dureté mesuré du cylindre durci superficiellement.	100
Figure 4.2	Maillage axisymétrique du cylindre et de l'inducteur.	101
Figure 4.3	Historiques thermiques à différentes profondeurs obtenus par modélisation par éléments finis.	102
Figure 4.4	Discretisation d'un cycle de chauffe anisotherme.	103
Figure 4.5	Méthode de calcul de la perte de dureté pour le premier pas de temps.	104
Figure 4.6	Prédiction de la zone de sur-revenu du cylindre avec le «modèle HJ».	106
Figure 4.7	Prédiction de la zone de sur-revenu du cylindre avec le «modèle analytique».	107
Figure 4.8	Prédiction de la zone de sur-revenu du cylindre avec le «modèle JMA».	108
Figure 4.9	Variations entre les duretés prédites et mesurées.	109
Figure 4.10	Comparaison de l'adoucissement calculé et réel du lot TR à 550 °C.	110
Figure 5.1	Profils de dureté initiaux et servant de référence.	114
Figure 5.2	Aspects des échantillons (nital 5%) a) Cémentés, b) Induits.	115
Figure 5.3	Pertes de duretés à 200 °C d'un échantillon cémenté.	117
Figure 5.4	Pertes de duretés à 200 °C d'un échantillon induit.	117
Figure 5.5	Pertes de dureté des échantillons cémentés, à partir d'une dureté de base de 625 Hv à 0,4 mm.	119
Figure 5.6	Pertes de dureté des échantillons induits, à partir d'une dureté de base de 625 Hv à 0,4mm.	119
Figure 5.7	Contrainte de cisaillement maximale en fatigue de contact.	120
Figure 5.8	Comparaison des duretés initiales à celles après 16 jours à 200 °C.	121

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
AMS	<i>Aerospace Material Specification</i>
cc	Cubique centré
cfc	Cubique face centrée
CRIAQ	Consortium de recherche et d'innovation en aérospatiale au Québec
HF	Haute fréquence
HJ	Holloman & Jaffe
JMA	Johnson-Mehl-Avrami
MEB	Microscopie électronique à balayage
MET	Microscopie électronique à transmission
MF	Moyenne fréquence
PT	<i>Parameter tempering</i>
PWC	<i>Pratt&Whitney Canada</i>
qc	Quadratique centré
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TRC	Temps refroidissement continu
TTT	Temps - température - transformation
Z1	Zone 1 : zone durcie
Z2	Zone 2 : zone de chute de dureté
Z3	Zone 3 : zone de sur-revenu
Z4	Zone 4 : coeur

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

a	Coefficient du «modèle analytique»
α	Phase ferritique
α'	Phase martensitique
α''	Phase martensitique adoucie
Ac_1	Température de début de formation de l'austénite [°C]
Ac_2	Température de Curie [°C]
Ac_3	Température de fin de formation de l'austénite [°C]
b	Coefficient du «modèle analytique»
c	Coefficient du «modèle analytique»
C	Paramètre de Hollomon-Jaffé
C_p	Capacité calorifique [J.K ⁻¹]
d	Coefficient du «modèle analytique»
δ	Profondeur de peau [mm]
ε	Carbure Fe _{2,4} C
f	Fréquence du courant [Hz]
f_a	État d'avancement de la transformation [%] pour le «modèle JMA»
γ	Phase austénitique
γ_r	Austénite résiduelle [%]
H_1	Dureté de transition entre deux pentes [Hv]
H_2	Dureté atteinte pour un revenu de deux heures [Hv]
HV	Dureté [Hv]
HV_0	Dureté initial d'un lot [Hv]
HV_{min}	Dureté minimum dans les paramètres du «modèle JMA» [Hv]
k	Constante dépendante de la température pour le «modèle JMA»
k_0	Constante dépendante de la réaction
λ	Conductivité thermique [W.m ⁻¹ .K ⁻¹]
M_f	Température de fin de transformation de la martensite [°C]
M_s	Température de début de transformation de la martensite [°C]
μ	Perméabilité magnétique [H.m ⁻¹]
n	Constante indépendante du temps pour le «modèle JMA»
Q	Énergie d'activation [J.mol ⁻¹]
R	Constante des gaz parfaits [8,314 J.K ⁻¹ .mol ⁻¹]
r	Coefficient du «modèle HJ»
σ	Conductivité électrique [S.m ⁻¹]
s	Coefficient du «modèle HJ»
$t_{1 \rightarrow 2}$	Temps de transition entre deux pentes [s]
τ_{max}	Contrainte de cisaillement maximale [N.m ⁻² , Pa]

INTRODUCTION

De nos jours, les traitements thermiques des aciers sont devenus une étape obligatoire lors de la conception d'un produit. Ils sont généralement composés d'une phase de chauffage, puis d'un refroidissement jusqu'à la température ambiante. Ils permettent de faire apparaître et d'exploiter certaines propriétés de l'acier, comme la dureté par exemple.

Actuellement, Pratt & Whitney Canada utilise la cémentation pour conférer à leurs pièces mécaniques les caractéristiques voulues. Ce procédé de durcissement consiste à faire diffuser du carbone à la surface d'une pièce chauffée à haute température. La zone ayant emmagasiné le carbone devient alors plus dure, ce qui est la principale caractéristique recherchée. Cependant, cette technologie implique l'utilisation de gaz toxiques et polluants, contenant par exemple du monoxyde de carbone. De plus, de longues heures sont nécessaires pour durcir de faibles épaisseurs de matières. Cela nécessite donc une grande quantité d'énergie thermique et ne permet pas d'automatiser le procédé en l'incluant dans une chaîne de production.

À l'aube de cette nouvelle ère verte que sera le vingt-et-unième siècle, la législation dans le domaine aéronautique est en pleine mutation et imposera aux industriels de grands changements dans les méthodes de fabrication des prochaines années. En effet, les traitements thermochimiques comme la cémentation sortiront du cadre juridique futur qui exigera des technologies dites « propres » dans tous les domaines de l'industrie.

Cette nécessité d'évolution ainsi que l'avancée technique des dernières années dans le domaine des générateurs de puissance constituent pour Pratt & Whitney une opportunité majeure. Le procédé de durcissement de contour par induction se révèle alors comme le successeur incontournable puisqu'il permet à la fois de conjuguer rapidité d'exécution, répétabilité, automatisation, performance en fatigue des pièces traitées, et un mode de fonctionnement entièrement compatible avec des exigences environnementales sévères.

La multidisciplinarité de ce procédé le rend complexe à maîtriser, puisqu'il fait intervenir des domaines variés comme l'électromagnétisme, la thermique, la thermodynamique, la

métallurgie, les variations volumétriques, les contraintes résiduelles, etc. De plus, les pièces mécaniques des moteurs peuvent être très variées, allant d'un simple engrenage à dentures droites à des dentures coniques, en passant par les dentures hélicoïdales. Chaque paramètre du procédé dépendant d'un ou de plusieurs autres, il devient nécessaire de concevoir un outil de simulation numérique intégrant toutes les facettes du problème. Cet outil pourrait par exemple permettre de prédire la durée de vie en fatigue d'un engrenage directement à partir de sa géométrie et du traitement thermique appliqué. L'enjeu est de taille puisque cela permettrait des économies substantielles durant la phase de conception du moteur.

Le développement de cet outil de simulation s'inscrit dans un projet de grande envergure, géré par le Consortium de Recherche et d'Innovation en Aérospatiale au Québec (CRIAQ), cet organisme à but non lucratif ayant pour objectif de coordonner divers projets de recherche génériques pour l'ensemble de l'industrie aérospatiale de la province.

Comme on peut le noter sur la Figure 1, la structure de cet outil de simulation peut être séparée en plusieurs modules, chacun d'entre eux ayant un rôle spécifique et interagissant avec d'autres modules. Celui qui motive ce mémoire concerne le calcul de la dureté dans certaines zones de la pièce traitée durant le traitement thermique. Plus concrètement, durant la chauffe par induction, la couche surfacique atteint de très hautes températures puis est trempée ; c'est la zone durcie. La couche sub-surfacique est quant à elle chauffée à une température moindre, puisqu'il existe un gradient thermique entre la surface et le cœur de l'engrenage. Cette montée en température de la couche sub-surfacique induit alors une perte de dureté dans cette zone. Or, il est important de pouvoir prédire le comportement de cette zone afin de mieux comprendre son influence sur la tenue en fatigue de l'engrenage. En effet, étant plus ductile que le reste de la pièce, cette zone pourrait devenir le point faible de l'engrenage. Le but de l'étude qui suit est donc d'expliquer l'origine de ce phénomène de perte de dureté, les mécanismes physiques mis en jeu, et de fournir les informations nécessaires au bon fonctionnement du module « prédiction de la dureté » de l'outil de simulation numérique.

Dans cette optique, le mémoire est composé de cinq chapitres, articulés comme suit :

En premier lieu nous ferons une revue de la littérature, en détaillant le principe du traitement thermique par induction et les conséquences métallurgiques que cela implique.

Dans un deuxième chapitre, une explication plus détaillée de la problématique sera fournie. Les différentes couches obtenues après une trempe par induction y sont décrites, ainsi que les différentes phases de chauffe que subit un engrenage tout au long de sa durée de vie.

Le chapitre trois est consacré à une étude expérimentale. Cette étude a permis d'obtenir des abaques d'adoucissement de l'acier. Les données obtenues sont ensuite approximées par trois types d'équations, afin de les utiliser dans le module de prédiction de la dureté dans l'outil de simulation.

Dans le chapitre quatre, un exemple d'application de ce module de prédiction est décrit en détail. La géométrie utilisée est simple, et les calculs effectués permettent de comparer les trois modèles d'adoucissement mises en place au chapitre précédent.

Enfin, au chapitre cinq, figurera une comparaison expérimentale de l'adoucissement d'un matériau cémenté et d'un matériau trempé par induction. Les températures étudiées sont comparables à celles utilisées actuellement en service dans les moteurs.

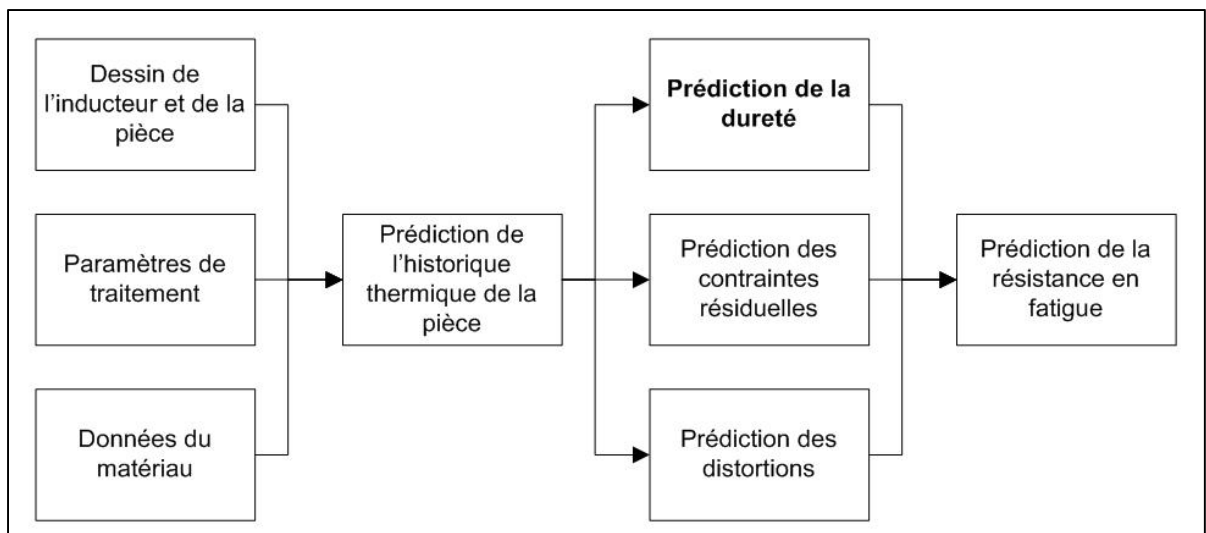


Figure 1 Structure de l'outil de simulation

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

1.1 L'induction

Le chauffage par induction est un procédé de chauffe rapide et homogène, dans le sens où la pièce est chauffée de l'intérieur, et non par la surface comme dans un four. Les bases de ce procédé ont été découvertes en 1831 par le physicien anglais Michael Faraday, puis reprises quelques années plus tard par l'allemand Heinrich Lenz. Au début du 20^{ème} siècle, l'induction a commencé à être utilisée pour chauffer des fours, mais était limitée par la puissance des générateurs. Sa première utilisation pour le durcissement d'acier date des années 30. Ce n'est que plus tard, dans les années 60, avec l'avancée technique d'après-guerre et le grossissement des générateurs de puissance que ce procédé s'est très largement répandu dans l'industrie afin de braser, traiter thermiquement, ou simplement chauffer des métaux (Rudnev *et al.*, 2002).

1.1.1 L'induction magnétique

Le principe de base du chauffage par induction consiste à appliquer un courant alternatif dans un inducteur dans lequel on place la pièce à chauffer. En effet, un matériau conducteur, ici un inducteur, parcouru par un courant alternatif génère un champ électromagnétique dans son milieu environnant. Une pièce placée au centre de l'inducteur, faisant partie de ce milieu, est parcourue par ces champs électromagnétiques. Les parties de la pièce traversées sont alors le siège de courants de Foucault induits par le champ. Ces courants ont la même direction que les courants qui les ont induits (soit les courants parcourant l'inducteur), mais de sens opposé, comme le prévoit la loi de Lenz : «les courants induits s'opposent aux causes qui lui ont donné naissance». Sur la Figure 1.1, les champs magnétiques générés par l'inducteur sont illustrés par les lignes fléchées traversant longitudinalement le cylindre. Ainsi, la résistivité

électrique du matériau de la pièce placée au centre de l'inducteur génère de la chaleur (les charges électriques du courant étant freinées). Ce phénomène est décrit par l'effet Joule.

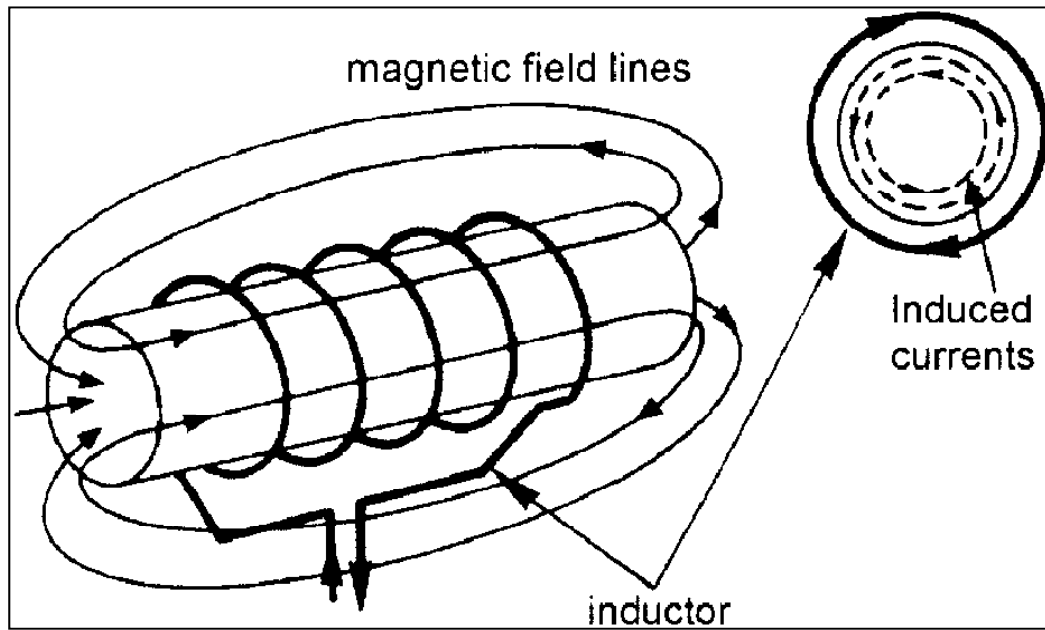


Figure 1.1 Principes de l'induction.

Tirée de Zinn et Semiatin (2002)

La zone chauffée par induction dépend de la fréquence du courant, ainsi que du matériau. Dans un matériau idéal (variables physiques constantes en fonction de la température), la distribution des courants peut être décrite par une loi exponentielle. On peut alors définir la profondeur de peau comme étant la région où se concentre 86% de la puissance. La profondeur de peau est exprimée de la forme suivante (Lamb, 1883):

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\pi \cdot f \cdot \sigma \cdot \mu}} \quad (1.1)$$

où δ est la profondeur de peau en mètres (m), f est la fréquence du courant en Hertz (Hz), σ la conductivité électrique du matériau en Siemens par mètre (S.m^{-1}), et μ la perméabilité magnétique du matériau en Henri par mètre (H.m^{-1}). Sur la Figure 1.2, on peut voir que l'intensité maximale du courant se situe en surface et décroît avec la profondeur de la pièce.

Puisque 86 % de la puissance transmise se situe dans la profondeur de peau, cela permet de chauffer superficiellement les pièces.

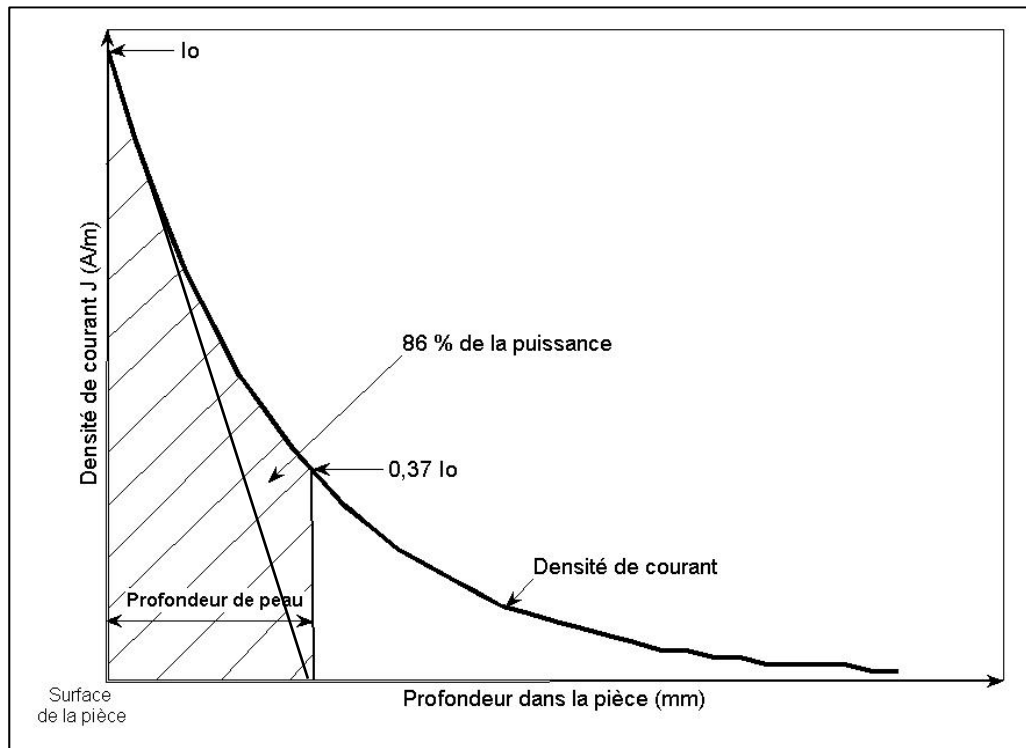


Figure 1.2 Représentation de la profondeur de peau.
Adaptée de Rudnev *et al.* (2002, p. 111)

Les paramètres physiques du matériau varient avec la température et parfois aussi avec la puissance du champ électromagnétique, ce qui est incompatible avec les hypothèses menant à l'équation (1.1). Par exemple, à la température de Curie ($Ac_2 = 770\text{ °C}$ pour le fer α , $Ac_2 = 740\text{ °C}$ pour un acier à 0.34 % C), la perméabilité magnétique relative de l'acier chute à 1. Le matériau qui était ferromagnétique devient alors paramagnétique et réagit beaucoup moins aux champs électromagnétiques environnants. La température de Curie est indépendante de la vitesse de chauffe (Constant, Henry et Charbonnier, 1992).

La variation des paramètres électromagnétiques du matériau avec la température implique donc que la profondeur de peau évolue pendant une chauffe par induction. Dans le

Tableau 1.1, les différentes variables qui interviennent dans le procédé de chauffage par induction sont répertoriées, ainsi que leur dépendance à d'autres paramètres.

Tableau 1.1 Grandeurs physiques intervenant en induction

Grandeur		Unité	Dépend de :
f	Fréquence	Hz	- Choix du générateur
σ	Conductivité électrique du matériau	S.m ⁻¹	- Composition du matériau - Température - Microstructure du matériau
μ	Perméabilité du matériau	H.m ⁻¹	- Composition du matériau - Température - Puissance du champ électromagnétique
λ	Conductivité thermique	W.m ⁻¹ .K ⁻¹	- Composition du matériau - Température
HV	Dureté	Hv	- Composition du matériau - Microstructure du matériau - Taille des grains - Précipités/carbures

1.1.2 Traitement thermique par induction

La chauffe par induction permet de chauffer localement, rapidement et de façon répétable une zone spécifique. Son caractère très répétable ajoute à l'intérêt d'envisager ce procédé pour des applications systématiques industrielles. Elle peut servir lors de traitements thermiques comme le traitement de durcissement superficiel, mais également pour le revenu par induction.

Dans l'industrie aéronautique, les formes des pièces de moteur à durcir superficiellement sont variées. Cela peut être des portées de roulement, des engrenages à denture droite, des engrenages à denture hélicoïdale, ou même des engrenages coniques. Dans le cas des engrenages, les ingénieurs essaient généralement d'obtenir un durcissement qui se rapproche de celui obtenu par cémentation. Ce traitement s'appelle une trempe de contour, il équivaut à générer une épaisseur durcie constante sur tout le pourtour de la zone à traiter. Ceci n'est

généralement possible qu'en utilisant deux fréquences de générateur différentes, l'une à moyenne fréquence (2-20 kHz Figure 1.3 a.), l'autre à haute fréquence (50-500 kHz Figure 1.3 b.), chacune chauffant respectivement une zone différente de la dent. La trempe de contour peut être obtenue en combinant les deux fréquences soit simultanément, soit séquentiellement (Figure 1.3 c.).

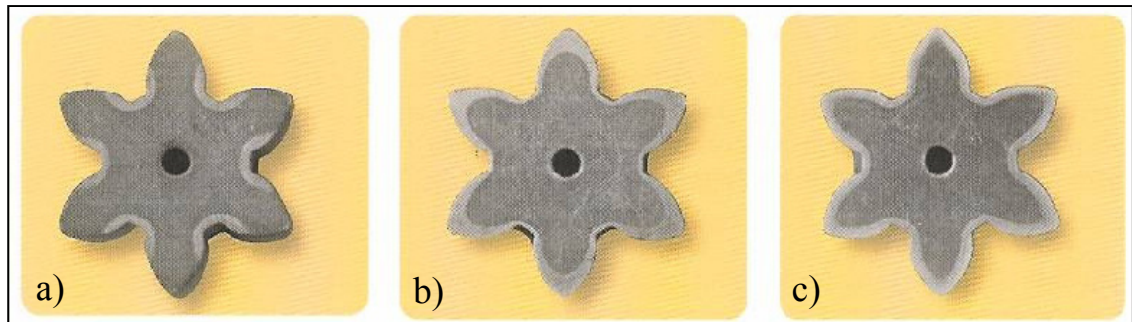


Figure 1.3 a) Dents traitées en MF (10 kHz), b) Dents traitées en HF (120 kHz), c) Dents traitées simultanément en MF et HF.

Tirée de Hammond (2001)

1.1.3 Dureté et contraintes résiduelles

Dureté

La trempe superficielle par induction a pour but d'augmenter la dureté en surface. Comme il a été dit précédemment dans l'introduction, la microstructure initiale de la pièce avant le durcissement a une influence sur la dureté sub-surfacique. Sur la Figure 1.4, trois profils de dureté typiques sont reportés. On remarque que la dureté en surface (à gauche) est la même dans les trois cas. Pour l'acier recuit (*annealed*), la dureté chute ensuite vers une valeur minimum de 21 HRC (235 Hv). Pour l'acier normalisé (*normalized*), la dureté chute puis remonte légèrement pour se stabiliser à 34 HRC (330 Hv). Enfin, pour l'acier trempé-revenu (*quenched and tempered*), la dureté chute, puis remonte très lentement pour se stabiliser à une dureté élevée de 46 HRC (465 Hv). C'est spécifiquement ce dernier cas qui nous intéresse, puisque le but de cette étude est de réussir à prédire ce creux dans le profil de

dureté que l'on qualifie de zone de sur-revenu. De plus amples détails sur ce phénomène seront fournis au chapitre 2.

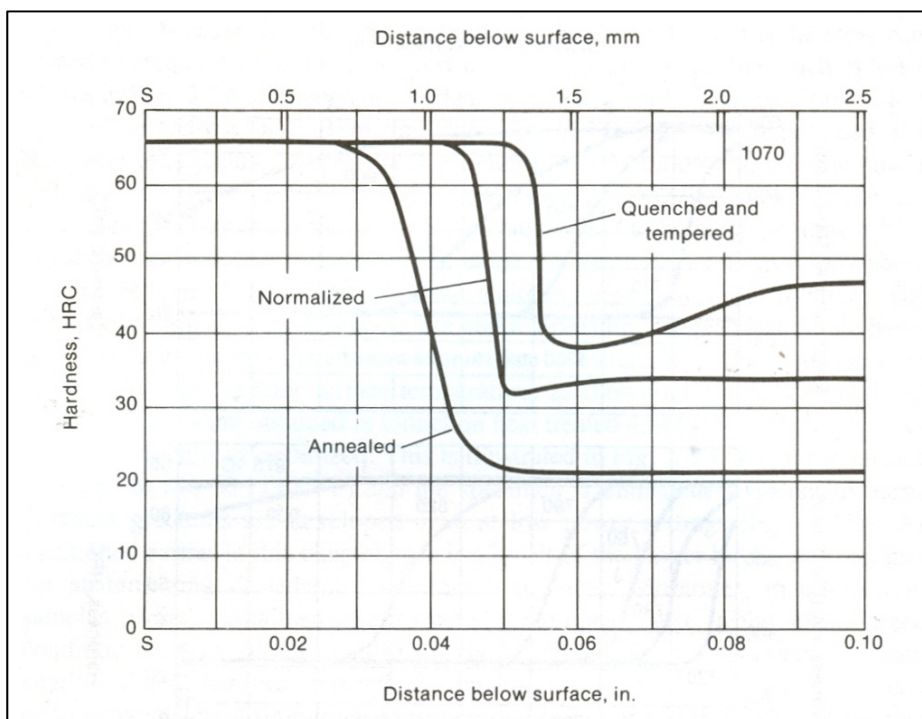


Figure 1.4 Effet de la microstructure de départ sur une barre d'acier 1070 en réponse à un durcissement superficiel par induction.

Tirée de Semiatin et Stutz (1986, p. 126)

Nous venons de voir que la chauffe par induction n'agit que dans une certaine épaisseur de la pièce. D'un point de vue métallurgique, la chaleur accumulée provoque un changement de la martensite α' initiale en austénite γ (Voir 1.2.2), qui est la phase la plus stable dans les hautes températures. Cette austénite apparaît par germination-croissance, c'est-à-dire qu'avec l'augmentation de la température dans le matériau, des grains d'austénite apparaissent aux joints des lattes de martensite, puis grossissent avec le temps. À noter que plus la température est élevée, plus cette croissance est rapide. Pour une austénitisation avec chauffe par induction, qui est de très courte durée (inférieure à la minute, et parfois même à la seconde dans notre cas), les grains d'austénite n'ont pas le temps de croître en comparaison avec une

chauffe au four de plusieurs minutes voire plusieurs heures. Ces grains d'austénite sont alors très fins.

Lors de la trempe, la taille des lattes de martensite qui se forme à l'intérieur des grains d'austénite est limitée par la finesse des grains d'austénite, elle est donc très petite également (Figure 1.5). Leur très petite taille implique qu'il y ait un grand nombre de lattes, et par conséquent un très grand nombre de joints de lattes. Ces joints ralentissant la propagation des dislocations, le matériau devient donc plus dur.

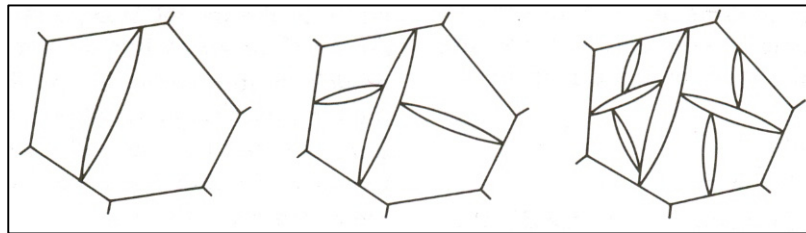


Figure 1.5 Progression des lattes de martensite dans les grains d'austénite.

Tirée de Olson et Owen (1992, p. 215)

Contraintes résiduelles

Par ailleurs, lors de la chauffe superficielle d'une pièce de révolution, la surface de la pièce se dilate et la chaleur tend à chauffer le cœur de la pièce par conduction. Lors du refroidissement, la température de la surface chute rapidement, alors que sous la surface la température continue d'augmenter légèrement avant de chuter. Ce gradient de température génère de fortes déformations à cause de la dilatation thermique localisée dans la pièce, et aussi de la différence de volume entre la martensite α' et l'austénite γ . Ce gradient de déformation est tel que la limite élastique locale du matériau est dépassée. Il apparaît alors des contraintes résiduelles, de compression en surface, et de tension sous la surface, comme illustré sur la Figure 1.6.

La présence de contraintes de compression en surface est très profitable pour la tenue en fatigue des engrenages durcis. Toutefois, la non-maîtrise du procédé peut entraîner une fissuration lors du procédé de chauffe de durcissement. Il convient donc de comprendre et de

contrôler la multitude de paramètres qui influent sur la répartition et l'intensité de ces contraintes résiduelles. Mais cela est l'objet d'autres études incluses dans le cadre du projet CRIAQ autour de la compréhension et de l'optimisation du procédé de traitement thermique par induction.

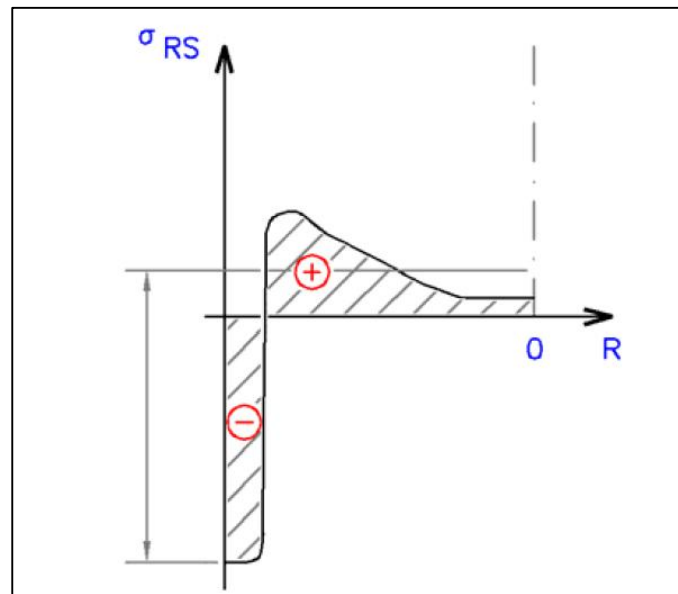


Figure 1.6 Profil type de contraintes résiduelles dans une pièce induite superficiellement.
Tirée de Marcegård (2002)

En connaissant le gradient de dureté et de contraintes résiduelles en surface après un durcissement par induction d'un engrenage, il est alors possible de prédire par éléments finis sa durée de vie en fatigue. De la dureté en particulier, on peut évaluer la limite d'élasticité.

1.1.4 Terminologie

On désignera par la suite la «trempe par induction» comme étant un traitement thermique superficiel de durcissement, dû à un chauffage du matériau par induction électromagnétique, suivi d'une trempe dans de l'eau polymérisée.

On désignera également de manière plus générale «pièce induite» ou «échantillon induit» toute pièce ou échantillon qui aura subi une trempe par induction.

1.2 Description de l'acier étudié

1.2.1 Composition chimique

Deux types d'acier vont être nommés dans ce document. Ces deux gammes d'acier sont très proches en composition et sont classiquement assimilées comme un même alliage, mais suivant deux normes différentes. Le premier, le 4340, est un acier générique dépendant de la norme AISI (*American Iron and Steel Institute*), alors que le deuxième, le 6414, est un acier issu d'une norme publiée par la SAE (*Society of Automotive Engineers*), et dont la spécification AMS (*Aerospace Material Specification*) est réservée aux matériaux propres à l'industrie aéronautique. Leur composition respective est présentée dans le Tableau 1.2. On peut constater que les teneurs en éléments d'alliage sont très proches voire parfois identiques.

Tableau 1.2 Composition chimique des aciers utilisés

Tiré de (SAE International, 2007)

	Composition des éléments (% massique)								
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i> (<i>max</i>)	<i>S</i> (<i>max</i>)	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Fe</i>
AMS 6414	0.38- 0.43	0.65- 0.90	0.15- 0.35	0.010	0.010	0.70- 0.90	1.65- 2.00	0.20- 0.30	bal.
AISI 4340	0.38- 0.43	0.60- 0.80	0.15- 0.30	0.035	0.040	0.70- 0.90	1.65- 2.00	0.20- 0.30	bal.

1.2.2 Description métallurgique

Selon la quantité de carbone dans le fer, et selon la température, la microstructure stable de l'alliage peut se présenter sous plusieurs phases différentes. Sur le diagramme Fer-Carbone de la Figure 1.7, on peut observer le domaine d'équilibre de chacune d'entre elles. Pour un

alliage ayant une teneur en carbone proche de 0,4 %, comme c'est le cas pour l'acier étudié dans cette étude, on peut distinguer trois phases solides stables (Ac_1 étant la température de début d'austénitisation et Ac_3 la température de fin d'austénitisation) :

- $T \leq Ac_1$: phase composée de ferrite α et de cémentite Fe_3C ,
- $Ac_1 \leq T \leq Ac_3$: mélange composé de ferrite α et d'austénite γ ,
- $T \geq Ac_3$: phase composée d'austénite γ .

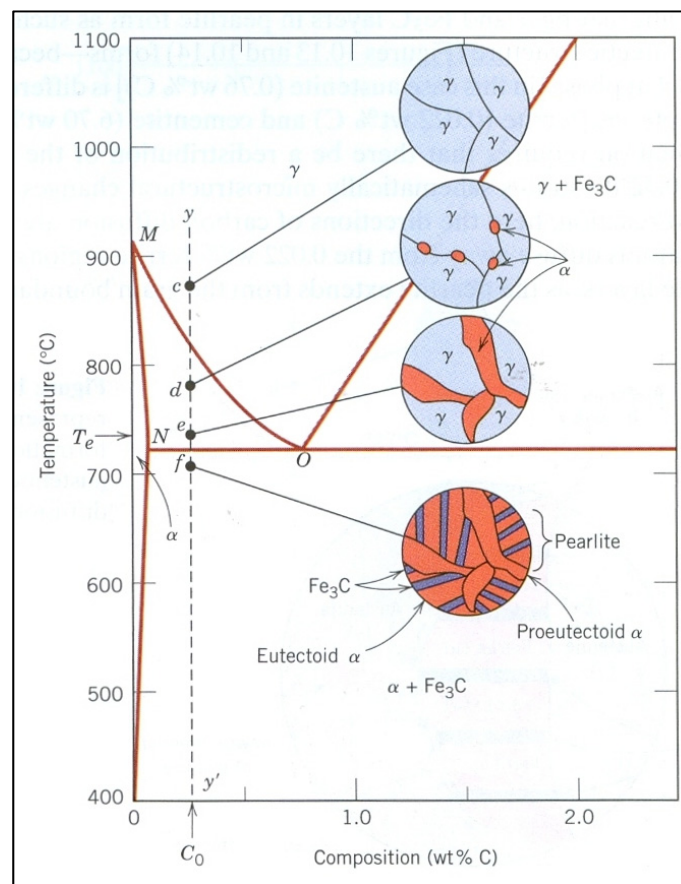


Figure 1.7 Diagramme des phases Fer-Carbone avec les microstructures stables associées pour un alliage hypoeutectoïque.

Tirée de Callister et Rethwisch (2008, p. 386)

Comme nous le verrons à la prochaine section, la ferrite α a une structure cubique centrée (cc), alors que l'austénite γ a une structure cubique face centrée (cfc). Par conséquent, lors

d'une montée en température, puisque le carbone ne peut rester dans la maille cc et doit migrer vers d'autres sites interstitiels, on en déduit que plus il y a de carbone dans l'acier, plus la température de fin de transformation de l'austénite Ac_3 diminue. C'est ce que l'on remarque sur le diagramme ci-dessus avec la courbe rouge allant du point M au point O.

Les températures de transformation à l'équilibre sont calculées pour l'acier AISI 4340 à partir des formules ci-dessous (Andrews, 1965) et (Semiatin et Stutz, 1986), les résultats de ces calculs sont reportés dans le Tableau 1.3.

$$Ac_3(^{\circ}C) = 910 - 203.\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W \quad (1.2)$$

$$Ac_1(^{\circ}C) = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad (1.3)$$

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30.4Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad (1.4)$$

$$M_f(^{\circ}C) = M_s(^{\circ}C) - 215 \text{ (erreur } \pm 15^{\circ}C) \quad (1.5)$$

Tableau 1.3 Températures de transformations théoriques à l'équilibre pour l'acier 4340

Température de transformation	Valeur théorique ($^{\circ}C$)
Ac_1	692 - 705
Ac_3	753 - 771
M_s	277-316
M_f	53-116

Cependant, lors d'une chauffe rapide, les températures Ac_1 et Ac_3 varient en fonction de la vitesse de chauffe (Orlich, Rose et Wiest, 1973). Plus la vitesse de chauffe est élevée, plus ces températures de transformation augmentent. Ceci est illustré sur la Figure 1.8, avec un acier 34CrMo4 (0.34 % C, 0.34 % Si, 0.65 % Mn, 0.017 % P, 0.016 % S, 0.008 % Al, 1.07 % Cr, 0.18% Cu, 0.17 % Mo, 0.0072 % N, 0.18 % Ni, 0.01 % V), qui est également un acier faiblement allié, comparable au 4340 mais avec beaucoup moins de nickel. Ainsi, pour une vitesse de chauffe de 180 $^{\circ}C/h$ (0,05 $^{\circ}C/s$), Ac_1 et Ac_3 valent respectivement 740 $^{\circ}C$ et 815 $^{\circ}C$,

alors que pour une vitesse de chauffe de 2400 °/s, elles valent respectivement 810 °C et 900 °C. Dans tous les cas, on sait que les valeurs calculées et reportées au Tableau 1.3 constituent des minimums.

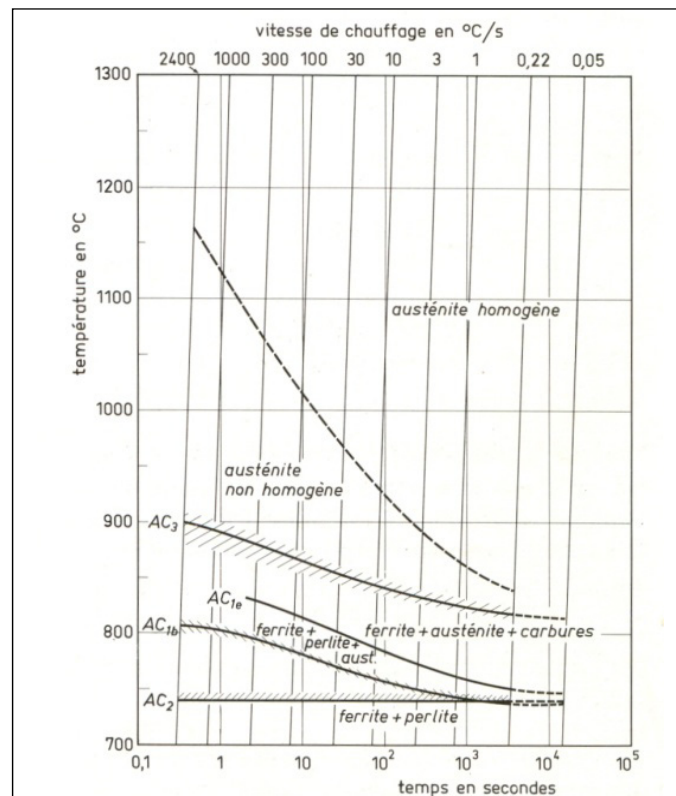


Figure 1.8 Diagramme TRC de l'acier 34CrMo4.
Tirée de Constant, Henry et Charbonnier (1992, p. 32)

Lorsqu'on ne respecte pas les conditions dites « d'équilibre » au refroidissement, c'est-à-dire en appliquant au matériau un cycle thermique plus rapide que l'état quasi-statique, des phases nouvelles peuvent apparaître lors du refroidissement, ces phases sont dites métastables. C'est phases n'apparaissent pas sur le diagramme de phase puisque ce dernier représente l'état d'équilibre de l'alliage.

C'est sur un diagramme de Temps - Température - Transformation (TTT) (Voir Figure 1.9) que l'on peut observer les différents domaines en présence selon les conditions de trempe pour l'acier 4340, soit l'austénite, la bainite, la perlite, ou la ferrite. Si le refroidissement est

très rapide, la courbe reste dans le domaine austénitique, et, de la température M_S (début de formation de la martensite) jusqu'à la température M_f (90 % de l'austénite transformée en martensite), la phase martensitique se forme. C'est une phase métastable, dure et très fragile qu'il est possible d'adoucir avec un revenu, comme nous le verrons par la suite.

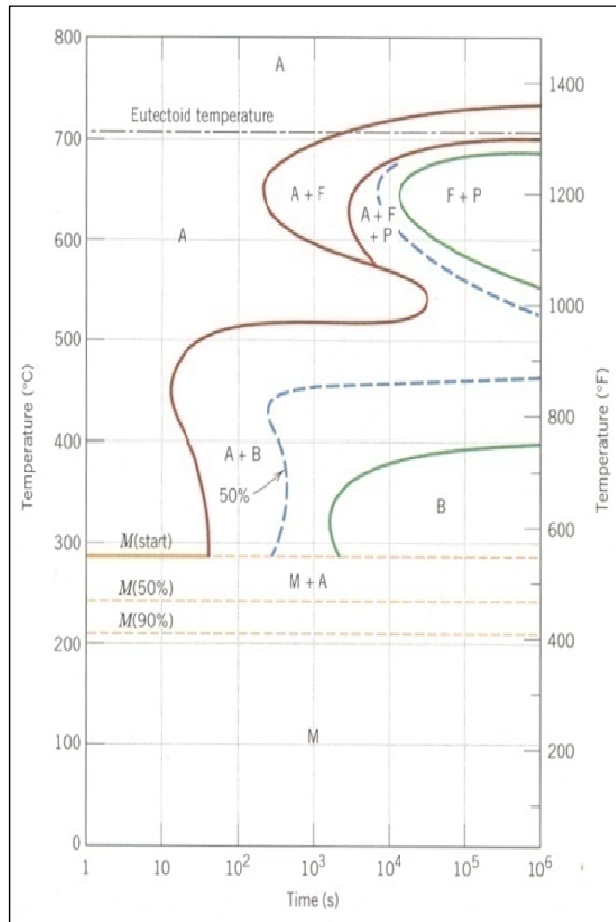


Figure 1.9 Diagramme TTT de l'acier 4340.
Tirée de Callister et Rethwisch (2008, p.424)

1.2.3 Cristallographie

Comme nous venons de voir, la martensite est le fruit d'un refroidissement brutal. La maille quadratique centrée (qc) de la martensite est formée directement à partir de la maille cubique face centrée (cfc) de l'austénite, sans diffusion d'atome. Sur la Figure 1.10 a), la maille de

martensite instantanément formée est illustrée par des pointillés, alors que les liaisons en traits pleins représentent celle de l'austénite (Bain et Dunkirk, 1924).

De plus, la ferrite α a une structure cubique centrée (cc) (Figure 1.10 c)). La martensite α' est quant à elle une structure quadratique centrée (qc) (Figure 1.10b)), très proche de la ferrite α mais avec une sursaturation possible d'atomes de carbone dans les sites octaédriques, ce qui lui confère un paramètre cristallin c plus grand que la ferrite α . La maille est donc déformée et sous contrainte tant que du carbone y est présent. C'est pourquoi la martensite possède une limite d'élasticité élevée. La dilatation de la maille de martensite dans la direction c est dépendante du taux de carbone présent dans le matériau, et peut être approximée par la relation suivante (Kurdjumov et Sachs, 1930) :

$$\frac{c_M}{a_M} = 1 + 0,046 \cdot [C] \text{ (\% en masse)} \quad (1.6)$$

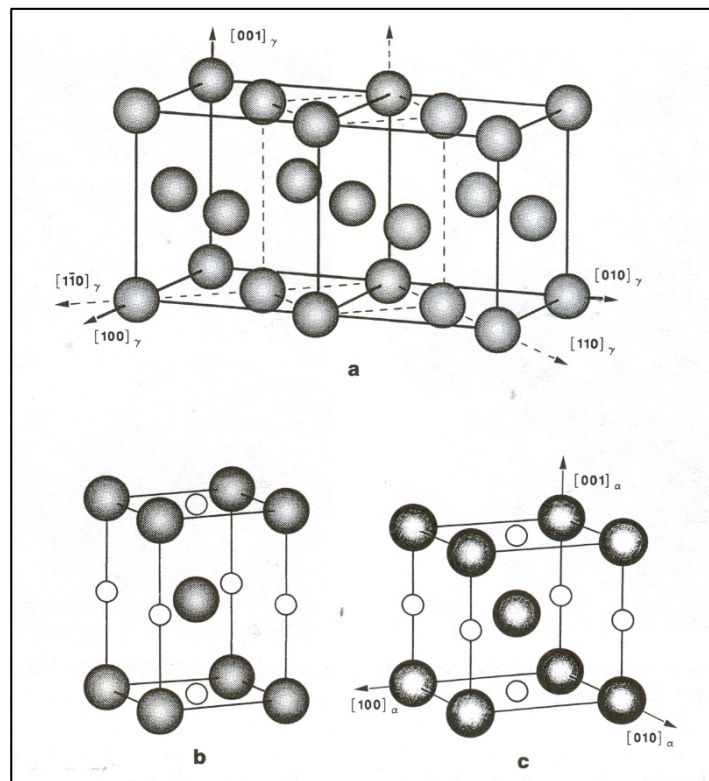


Figure 1.10 Mailles possibles
a) Austénite γ (cfc), b) Martensite α' (qc), c) Ferrite α (cc).
 Tirée de Olson et Owen (1992, p. 245)

1.2.4 Trempabilité

Pour le processus de durcissement par induction, l'acier utilisé doit posséder une bonne trempabilité (aptitude d'un alliage à bénéficier des effets de la trempe). En effet, cela nécessite un matériau ayant une martensite d'une grande dureté, même lorsqu'elle est formée à partir d'une vitesse de refroidissement faible.

On mesure cette caractéristique grâce à un essai Jominy. Cela consiste à austénitiser uniformément une éprouvette normalisée, puis à la tremper par une extrémité. Le long de cette éprouvette, la vitesse de refroidissement décroît au fur et à mesure que l'on s'éloigne de cette extrémité. On peut alors associer à chaque profondeur de l'éprouvette une vitesse de refroidissement, une dureté et une microstructure. Ces paramètres permettent alors de déterminer la vitesse critique de trempe (la vitesse de refroidissement minimum pour laquelle on obtient uniquement de la martensite), et donc la trempabilité de l'acier.

En haut de la Figure 1.11, en rouge, est illustrée une courbe Jominy donnant la dureté mesurée en fonction de la profondeur de l'éprouvette. Chacune des duretés est liée à un chemin de température sur le diagramme TRC de l'acier (en vert sur la Figure 1.11). Un acier avec une bonne trempabilité possède une dureté élevée sur une grande profondeur.

Sur la Figure 1.12, la courbe Jominy du 4340 est représentée parmi d'autres aciers ayant le même taux de carbone. On y voit que ses éléments d'alliage lui confèrent une meilleure trempabilité que les autres nuances d'acier. Par ailleurs, on peut remarquer que toutes les courbes (sauf l'acier 1040 (Fer-Carbone uniquement + 0,6 % Mn)) partent de la même dureté initiale. Cela confirme que c'est en grande partie le taux de carbone qui contrôle la dureté maximale d'un acier.

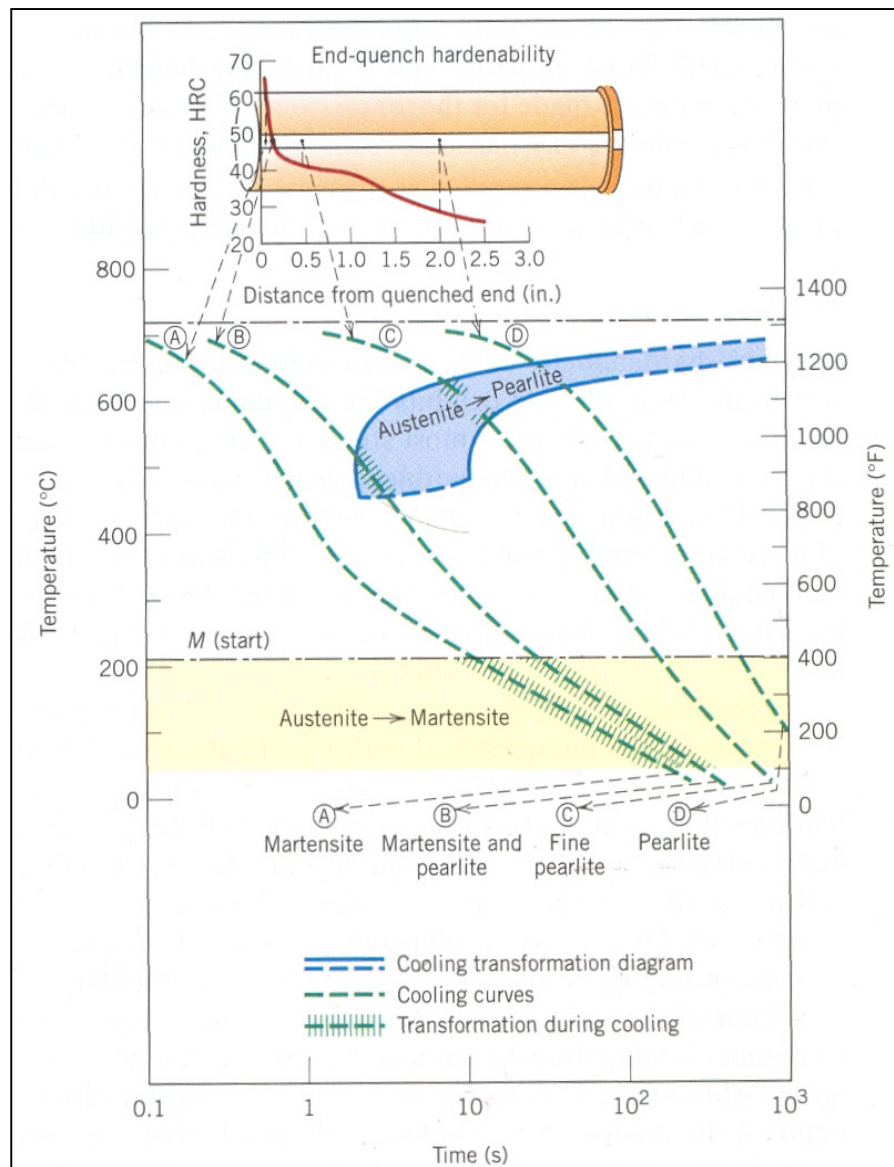


Figure 1.11 Corrélation entre trempabilité et refroidissement continu d'un acier allié.
Tirée de Callister et Rethwisch (2008, p. 580)

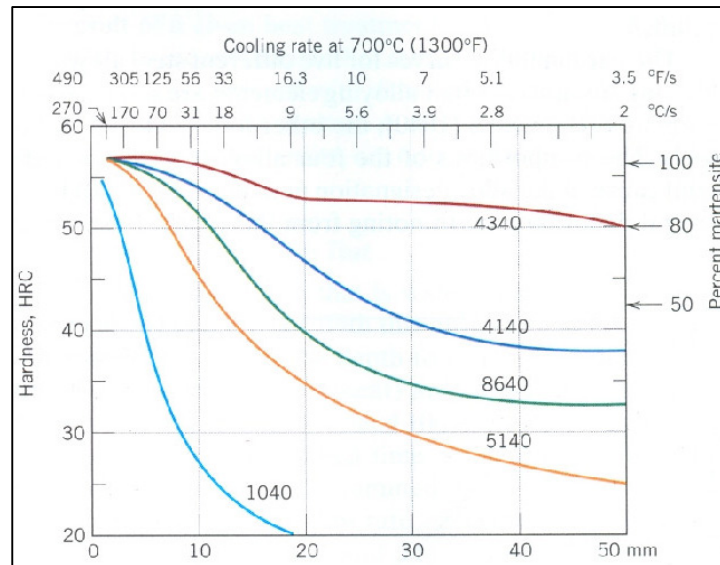


Figure 1.12 Courbe de trempabilité du 4340 et d'autres aciers à 0,4% de carbone.
Tirée de Callister et Rethwisch (2008, p. 580)

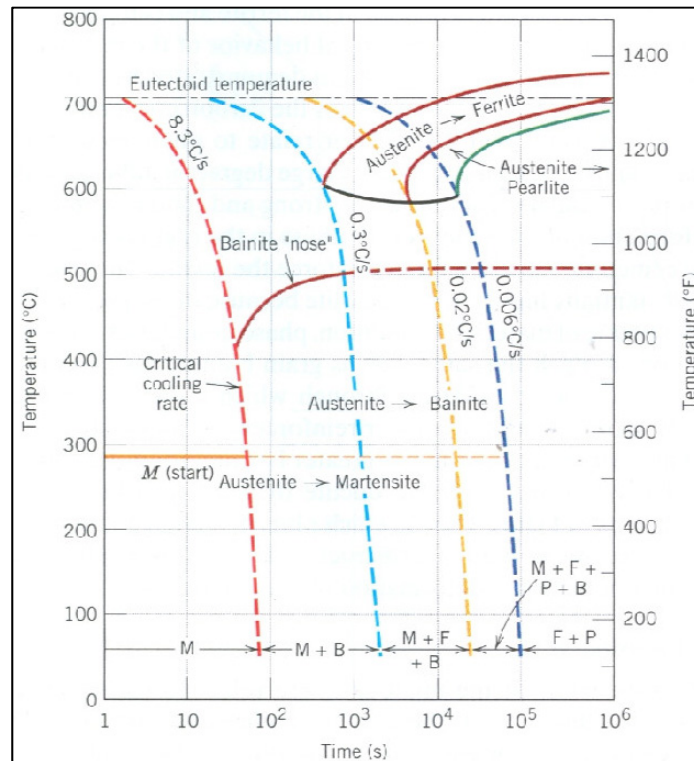


Figure 1.13 Diagramme TRC du 4340.
Tirée de Callister et Rethwisch (2008, p. 429)

1.3 Le traitement de revenu

1.3.1 Évolution de la dureté au cours du revenu

Comme nous le verrons au prochain chapitre, nous nous intéressons au revenu que subit une partie de la dent induite. Il est donc nécessaire de comprendre ce qui se passe pendant un revenu, d'un point de vue métallurgique tout du moins.

Un traitement de revenu est généralement constitué d'une chauffe rapide, d'un maintien à une température en-dessous de la température de début de changement de phase A_{c1} , puis d'un refroidissement rapide jusqu'à l'ambiante. Pour les aciers alliés, on distingue quatre stades lors de la chauffe de la martensite fraîchement transformée (Olson et Owen, 1992). On peut les caractériser par analyses métallographiques, en microscopie électronique à balayage ou à transmission (Speich, 1969). Mais ces stades peuvent aussi être directement observés sur les courbes dilatométriques de l'acier concerné (courbe foncée sur la Figure 1.14).

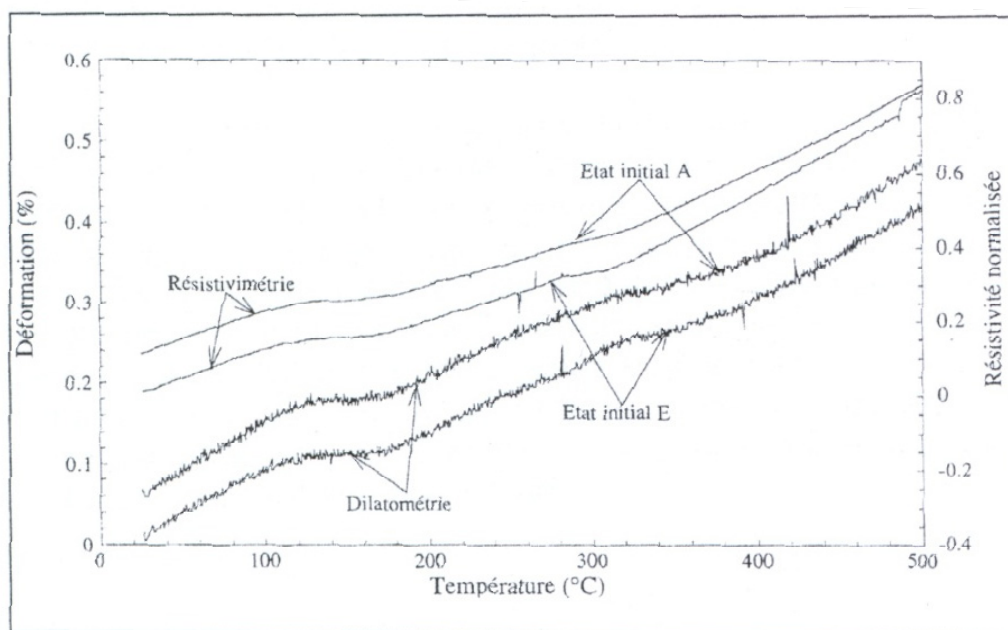


Figure 1.14 Courbes dilatométriques d'un acier 70MC5 (10°C/min)

A : trempe eau + azote liquide, E : trempe eau.

Tirée de Aubry *et al.* (1997a)

En chauffant une éprouvette à vitesse constante, on observe que la variation de la déformation en fonction de la température n'est pas linéaire. Chaque changement de pente est associé à un changement de mécanisme mis en jeu pendant le revenu. Nous n'avons malheureusement pas utilisé cette méthode dans notre étude car nous n'avons pas accès au matériel nécessaire à sa mise en œuvre.

Une description de ces différents mécanismes métallurgiques peut être faite pour un acier Fer-carbone pur. À noter que pour les aciers faiblement alliés comme le 4340, ces phénomènes restent similaires car les éléments d'alliage restent en solution solide dans la matrice et ne précipitent pas. Ces éléments ne font que ralentir les effets du revenu (Constant, Henry et Charbonnier, 1992), et incidemment peuvent augmenter les gammes de température pour lesquelles ces phénomènes sont observés.

Premier stade

Un 1^{er} stade est observé pour des températures inférieures à 200 °C. À ces températures, des carbures ϵ précipitent au sein de la martensite α' . Leur composition est $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ et ils ont une structure symétrique hexagonale. Cette réaction possède une énergie d'activation apparente faible de 100 à 150 kJ/mol. Cette précipitation se fait donc extrêmement facilement et relativement rapidement (Porter et Easterling, 1992). Cette précipitation est due au fait que les atomes de carbone situés dans les sites octaédriques de la martensite α' commencent à ségréger sur les défauts du réseau cristallin, comme les dislocations par exemple, et précipitent en carbures ϵ . Par ailleurs, ces mécanismes ne demandent pas le transfert des atomes de carbone sur de grandes distances, ce qui explique le fait que de faibles températures peuvent les activer. La martensite commence alors à s'appauvrir en carbone interstitiel et présente une quadricité moins prononcée. La maille est par conséquent moins contrainte et donc moins dure (Durand-Charre, 2003). On parle d'adoucissement de la martensite, qui devient une martensite à plus bas carbone α'' . Il est à noter que l'apparition de carbures est généralement associée à un durcissement du matériau. Néanmoins, pour la martensite, c'est l'adoucissement de la matrice qui reste prépondérant et qui entraîne une perte de dureté de celle-ci.

Deuxième stade

Un 2^{ème} stade intervient approximativement entre 200 °C et 350 °C (il y a donc recouvrement des domaines de température avec le stade 1). On l'associe à la décomposition de l'austénite résiduelle γ_r en agrégats de ferrite α et de cémentite Fe_3C . Cependant, ce stade est surtout présent dans les alliages à fort taux de carbone. Pour notre acier à 0,4 % de C, seule une faible quantité d'austénite résiduelle est présente sous forme de minces pellicules inter-lattes. De plus, elle disparaît rapidement, aux alentours de 200 °C, comme illustré sur la Figure 1.15 sur la courbe du 4340. Comme la taille des grains d'austénite résiduelle est très faible, pour ce mécanisme encore les distances de diffusion sont faibles.

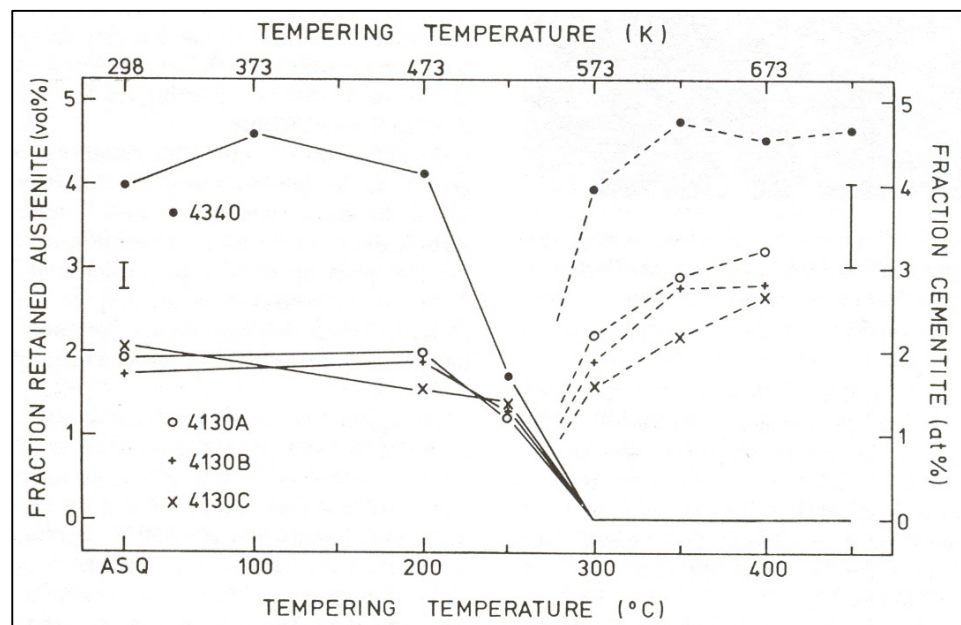


Figure 1.15 Fractions volumiques d'austénite résiduelle en fonction de la température pour le 4340.

Tirée de Grossman (1946)

Troisième stade

Dans le 3^{ème} stade, de 250 °C à A_{c1} (~700°C à l'équilibre), c'est au tour de la martensite adoucie α'' de se décomposer en ferrite α et cémentite Fe_3C . Le carbure Fe_3C , décrit comme un ensemble de couches de prismes trigonaux, et de symétrie orthorhombique ($a=0.5090$ nm,

$b=0.6744$ nm, et $c=0.4525$ nm), est illustré sur la Figure 1.16. Il est le plus stable des carbures du fer. Simultanément, dans les premiers instants de ce stade, les carbures ϵ du 1^{er} stade se décomposent et fournissent des atomes de carbone pour le grossissement des particules de cémentite Fe_3C . À partir de 450 °C environ, toute la martensite adoucie α'' redevient sous la forme cubique centrée. La taille des particules de cémentite commence alors à croître et leur nombre diminue. Puis, vers 600 °C, on observe une sphéroïdisation des particules de cémentite sur les dislocations internes (diffusion à grande distance) et les joints entre les lattes de martensite disparaissent, c'est la recristallisation.

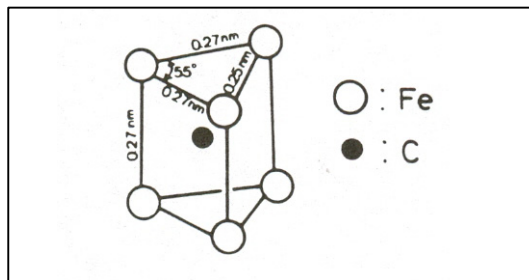


Figure 1.16 Prisme trigonal du Fe_3C .
Tirée de Krauss (1978)

Quatrième stade

Un 4^{ème} stade intervient à partir de 500 °C pour les aciers fortement alliés (notre acier n'est donc pas concerné par ce phénomène). La cémentite se dissout pour former des carbures alliés bien plus stables avec certains éléments d'alliages. Une augmentation de la dureté avec la température est alors observée (Olson et Owen, 1992).

Enfin, il est à noter que chacun de ces stades est décrit selon une plage de température, lorsqu'un maintien de la température pendant un temps donné a permis la stabilisation des phénomènes. En revanche, ces descriptions ne donnent aucune indication sur le temps que met chaque mécanisme à apparaître (à une température donnée).

1.3.2 Corrélation temps-température

Les stades du revenu décrits ci-dessus engendrent de la diffusion d'atomes, ainsi que des pertes de dureté du matériau. Or, la diffusion étant une fonction du temps et de la température, il est possible d'obtenir des microstructures et des propriétés mécaniques similaires avec deux couples temps-températures différents. Par exemple, sur la Figure 1.17, on peut voir qu'un traitement de 1 heure à 427 °C (800 °F) au four adoucit l'acier de 60 HRC à 40 HRC. La même perte de dureté est atteinte avec un traitement par induction de 5 secondes à 538 °C (1000 °F).

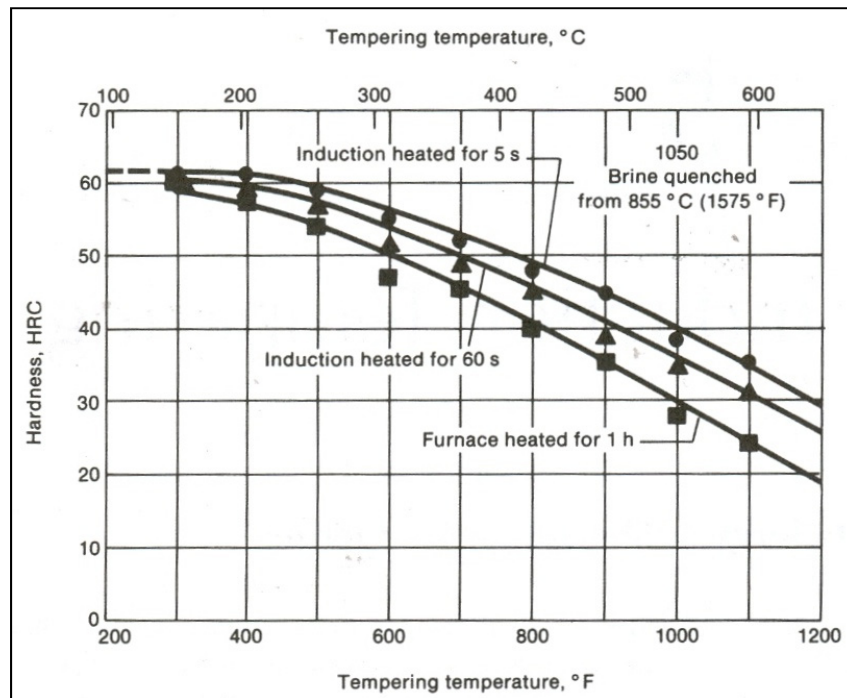


Figure 1.17 Dureté en fonction des paramètres de revenu (four ou induction) sur un acier 1050.

Tirée de Semiatin et Stutz (1986, p. 128)

Pour un même stade du revenu, c'est-à-dire pour des températures où la diffusion des atomes s'effectue sur des distances comparables (énergie d'activation similaire), il est alors possible d'utiliser des équivalences temps-températures pour prédire la dureté finale du revenu. Ainsi, des auteurs (Hollomon et Jaffe, 1945) ont proposé un paramètre de revenu PT

(pour *Parameter Tempering*, nous garderons pour la suite la même dénomination anglaise, plus facile à comparer à la littérature) permettant de lier la température et le temps d'un revenu dans une même équation. Ce paramètre est exprimé sous la forme :

$$PT = T. (C + \log(t)) \quad (1.7)$$

avec T la température en degrés Kelvin (K), t le temps en secondes (s), et C une constante variant entre 10 et 20 dépendamment du matériau.

Pour obtenir deux revenus équivalents, on considère un traitement avec une température T_1 durant un temps t_1 , puis un autre traitement avec une température T_2 durant un temps t_2 . Pour estimer le temps t_2 à la température T_2 amenant à une dureté finale équivalente au premier traitement, on considère alors (suivant l'hypothèse de Hollomon-Jaffe) que les paramètres PT associés à chacun des traitements sont égaux :

$$T_1. (C + \log(t_1)) = T_2. (C + \log(t_2)) \quad (1.8)$$

soit :

$$t_2 = 10^{\left(\frac{T_1}{T_2} \cdot (C + \log(t_1)) - C\right)} \quad (1.9)$$

Ce paramètre de revenu s'est révélé très efficace avec des cycles de chauffe «en plateau» pour des temps supérieurs à 10 minutes, mais les ingénieurs qui ont publié cet article (Semiatin, Stutz et Byrer, 1985a) ont montré qu'elle s'appliquait également pour des traitements différents en faisant quelques adaptations :

- chauffe isotherme durant un temps de plusieurs secondes : dans ce cas l'expérience a montré que la loi de corrélation s'applique bien, à condition de toujours comparer des chauffés faisant parti d'un même stade de revenu;
- chauffe et refroidissement anisothermes : il est alors possible de calculer l'équivalent d'un chauffage isotherme pour adapter la loi de corrélation. On découpe la courbe $T(t)$ du revenu (*Voir* Figure 1.18 a.) en plusieurs tranches Δt_i , puis, pour chaque segment, on

calcule le temps équivalent associé Δt_i^* pour une température T^* (par exemple la température la plus haute de la courbe $T(t)$), tel que :

$$T_i \cdot (C + \log(\Delta t_i)) = T^* \cdot (C + \log(\Delta t_i^*)) \quad (1.10)$$

On peut alors calculer le traitement isotherme équivalent au traitement anisotherme en associant à la température T^* le temps total t^* défini comme la somme des Δt_i^* .

$$t^* = \sum_i \Delta t_i^* \quad (1.11)$$

Le nouveau couple (T^*, t^*) calculé nous ramène donc au cas d'un chauffage isotherme (Voir Figure 1.18 b.), et donc nous permet d'utiliser la loi de corrélation servant à prédire la chute de dureté induite par le traitement anisotherme. Cette méthode sera utilisée, analysée et critiquée au chapitre 4.

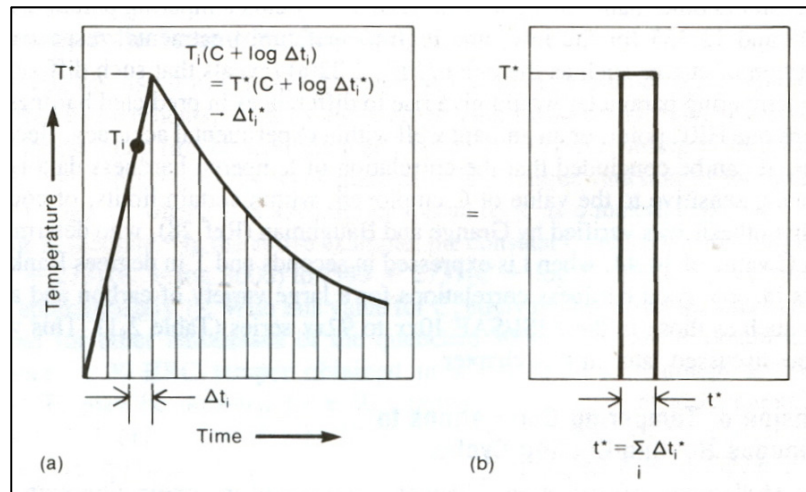


Figure 1.18 Discretisation de l'historique thermique pour calculer son équivalent isotherme.

Tirée de Semiatin, Stutz et Byrer (1985a)

Nous allons voir ici un exemple d'interprétation d'une courbe du type Hollomon-Jaffe. Sur la Figure 1.19, il s'agit du paramètre de Grange-Baughman qui est utilisé. Ce paramètre est de la même forme que celui de Hollomon-Jaffe, mais avec des unités différentes (degrés

Rankine (Kelvin x 1.8) plutôt que Kelvin, heures plutôt que secondes) et une valeur de C qui varie selon les aciers, c'est pourquoi cette figure est valable pour illustrer nos propos. Pour l'acier 1050, on peut y voir que des duretés obtenues après plusieurs revenus allant de 10 minutes à 24 heures ont été reportées. Les points semblent tout à fait alignés et donc appartiennent à un même mécanisme. En revanche, pour l'acier 1030, la courbe semble s'infléchir vers le bas, ce qui identifie la présence de deux cinétiques de pertes de dureté différentes. Nous allons procéder au même type d'analyse avec les données obtenues dans le cadre de ce travail.

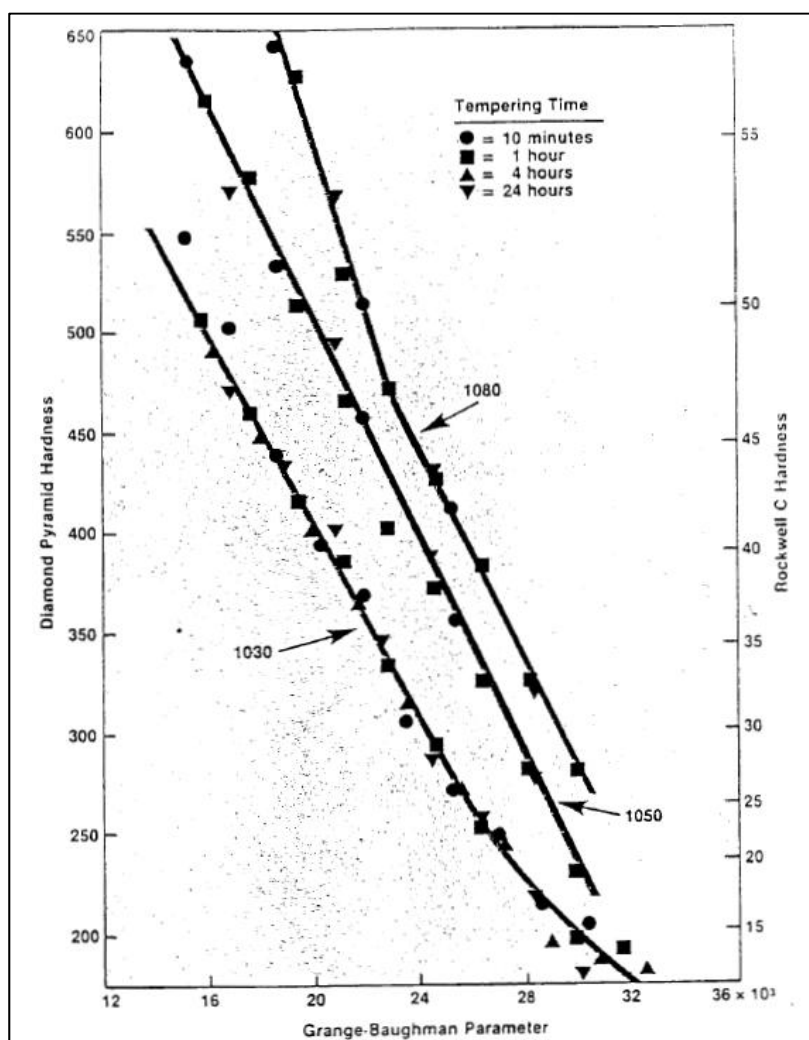


Figure 1.19 Utilisation du paramètre de revenu de Grange et Baughman pour plusieurs aciers.
Tirée de Mortland (1985)

1.4 Résumé

Il est important de se souvenir pour la suite que le matériau étudié est à l'état martensitique, qui est une phase thermodynamiquement instable. La chauffe de ce matériau en dessous de la température de transformation A_{c1} l'aide à retourner à un état plus stable et moins dur, c'est le principe du revenu. Ce phénomène, non linéaire, est composé de plusieurs cinétiques d'adoucissement différentes qu'il est important de connaître si l'on veut prédire des pertes de duretés lors d'une chauffe. Ces abaques n'étant pas disponibles, il faut alors les déterminer nous-mêmes par l'expérience.

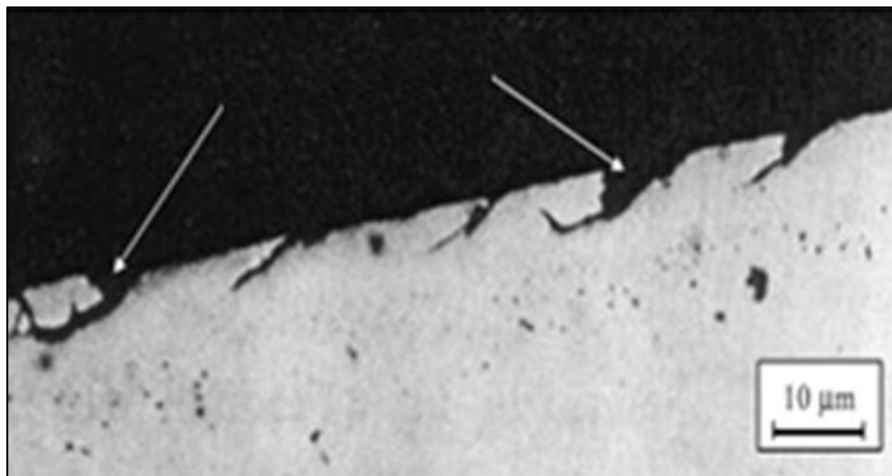
CHAPITRE 2

TRAITEMENTS THERMIQUES ET MICROSTRUCTURES DES ENGRENAGES TREMPÉS APRÈS CHAUFFAGE PAR INDUCTION

2.1 Introduction

Il existe deux principales raisons pour lesquelles on souhaite avoir une grande dureté en surface des engrenages. En effet, la dureté sert à limiter :

1. La fatigue de contact (Figure 2.2 a.) : lors du fonctionnement d'un engrenage, les contraintes de pression ainsi que le frottement d'une dent contre une autre peuvent engendrer des micro-piqûres ou même de l'écaillage de matière sur le flanc des dents, comme sur la Figure 2.1. Une dureté élevée de la surface sert alors à limiter ce phénomène. De plus, une profondeur durcie suffisante est nécessaire afin de pallier à la pression de contact qui s'applique en surface et qui se propage dans une certaine épaisseur à l'intérieur de la dent;



**Figure 2.1 Endommagement par micro-piqûres
sur un flanc de dent.**

Tirée de Straml et Flaker (2007)

2. La fatigue par flexion en creux de dent (Figure 2.2 b.) : le contact d'une dent sur l'autre engendre des contraintes de flexion à la base de la dent. Lors d'une utilisation normale d'un engrenage, le cycle de chargement-déchargement à la base de la dent endommage le matériau et peut même aller jusqu'à la rupture si les contraintes appliquées dépassent la limite d'endurance en fatigue-flexion du matériau. En augmentant la dureté dans cette zone, la limite d'élasticité augmente également et ralentit l'endommagement de la dent.

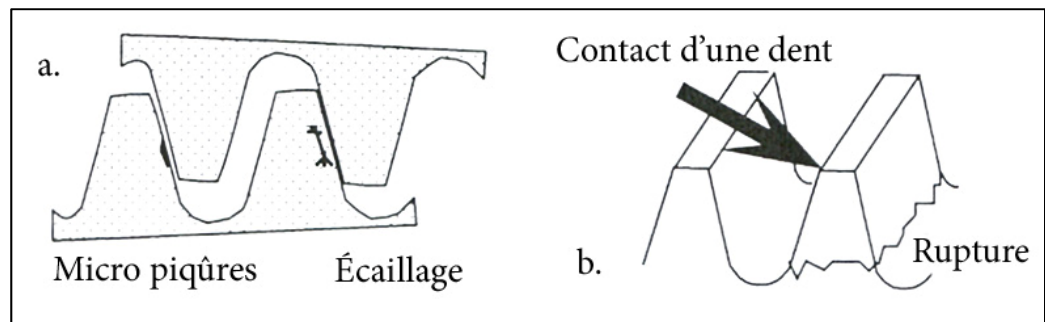


Figure 2.2 Cas d'endommagements en service
a) Fatigue de contact, b) Flexion en creux de dent.
 Adaptée de SAE International (1997)

Sur la Figure 2.3, ces deux zones importantes du profil de dureté sont illustrées. On y remarque la martensite fraîche α' en blanc (celle obtenue grâce à la trempe superficielle par induction), et en brun, la martensite revenue α'' (obtenue antérieurement par une trempe et un revenu au four).

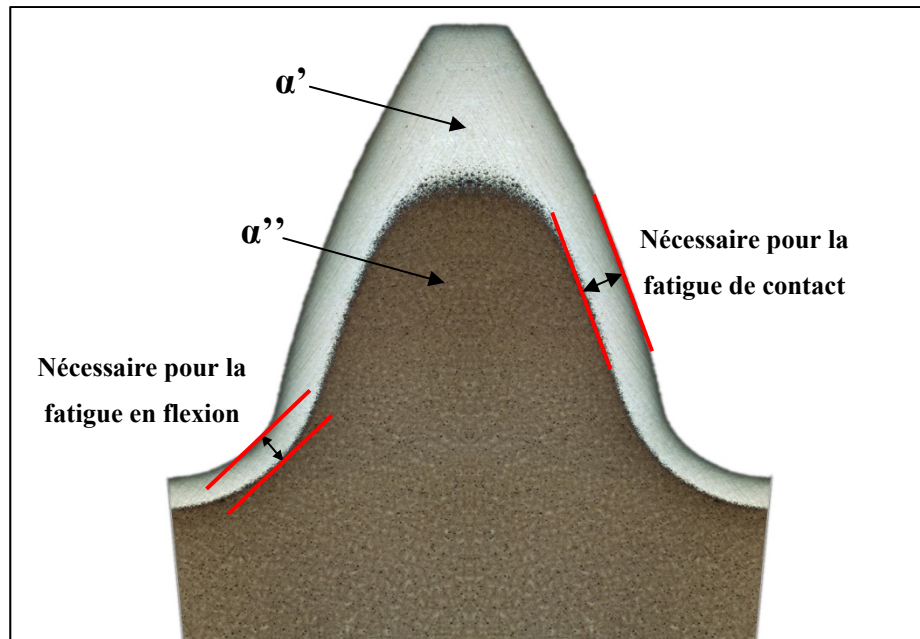


Figure 2.3 Zones de haute dureté nécessaires pour une bonne tenue en fatigue (attaque Nital 3%).

2.2 Traitements préliminaires de l'engrenage

Avant une trempe superficielle par induction, la structure à cœur de l'engrenage doit être de la martensite revenue. Or, initialement, le matériau est normalisé et composé de ferrite et de perlite, avec une dureté uniforme de 220 Hv. On trempe alors la roue d'engrenage après une austénitisation globale au four de 1h30 à 850 °C. La dureté obtenue est de 600 Hv environ. On peut le remarquer sur la Figure 2.4 où la dureté a été mesurée en fonction de la profondeur dans la pièce, la surface étant sur la gauche de la figure, et le cœur à droite.

La pièce est ensuite revenue globalement à une température de 400 °C pendant 2 heures afin d'atteindre une dureté entre 400 et 450 Hv selon la géométrie de la pièce. On peut voir sur la Figure 2.5 la dureté uniforme sur toute la profondeur de la pièce. La pièce est alors prête à subir un traitement de trempe surfacique.

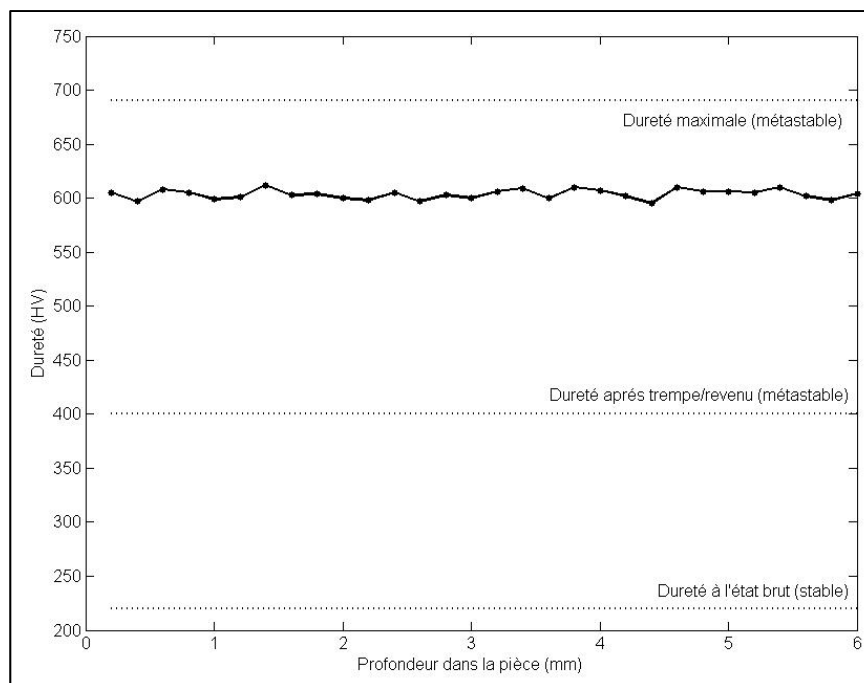


Figure 2.4 Profil de dureté après austénitisation au four et trempe à l'eau polymérisée (850°C – 1h30).

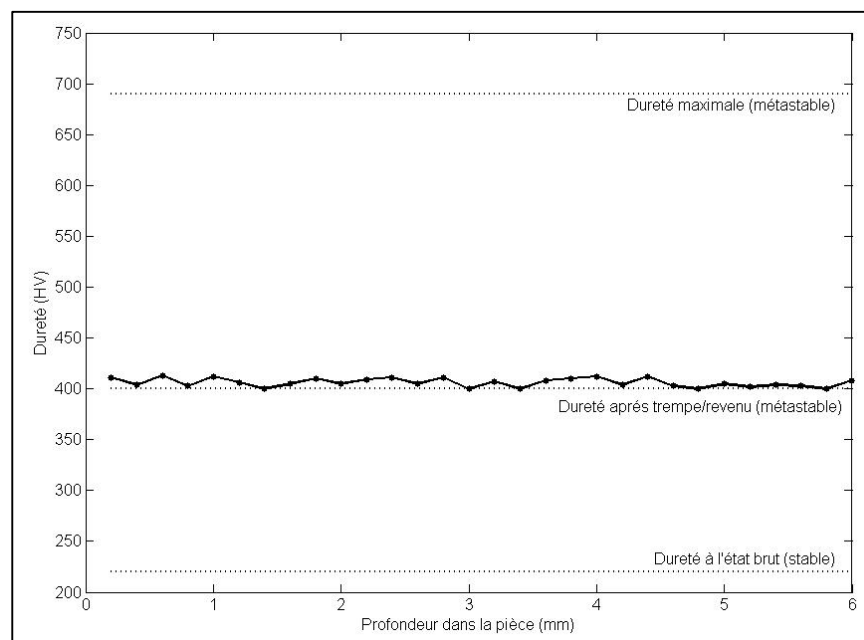


Figure 2.5 Profil de dureté après austénitisation au four (850 °C – 1h30), trempe à l'eau polymérisée puis revenu au four (400 °C – 2 h).

2.3 Caractérisation d'un profil de dureté type après trempe surfacique par induction

À partir de l'état précédent du matériau, le traitement de trempe surfacique fait apparaître quatre zones distinctes (Figure 2.6) dans la profondeur de la pièce, soit : la zone durcie (appelée Z1 sur le graphique), la zone de chute de dureté (Z2), la zone de sur-revenu (Z3), et enfin le cœur de la pièce (Z4). Ci-après sont illustrées les micrographies électroniques de chacune de ces zones (réalisées avec un microscope électronique à balayage MEB-FEG JEOL 7000F), et même si chacune d'entre elles présente un état martensitique, on peut distinguer des tailles de lattes très différentes.

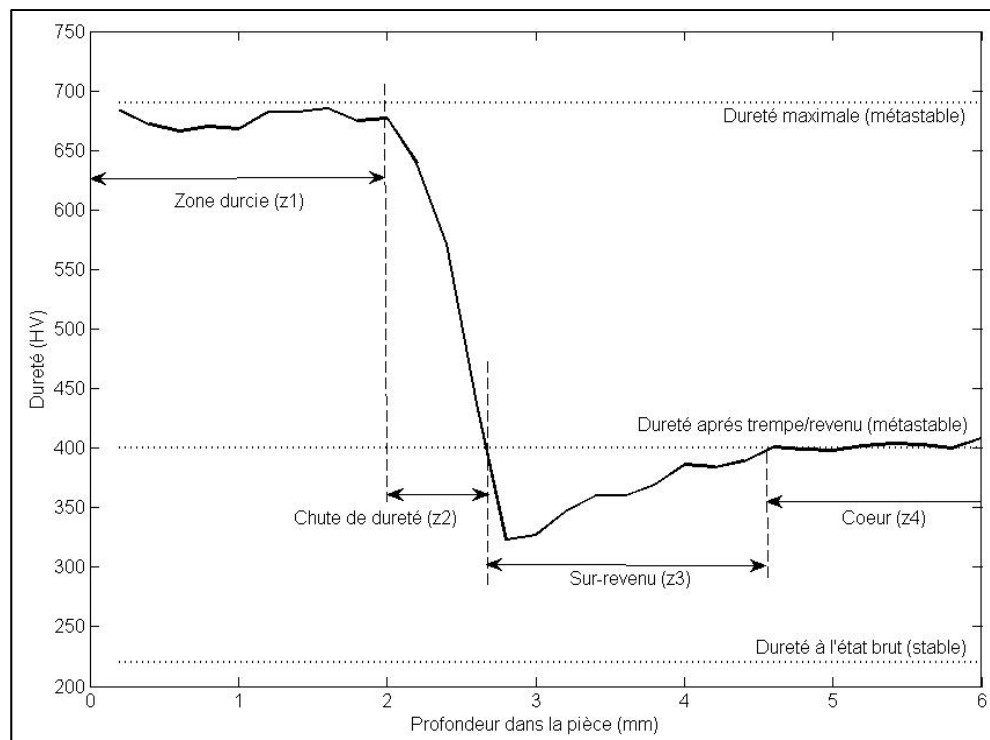


Figure 2.6 Profil de dureté typique d'une dent trempée par induction.

2.3.1 Zone durcie (Z1)

Cette zone est composée uniquement de martensite dite «fraîche». Tous les points de la pièce qui dépassent la température A_{c3} (entre 770 °C et 983 °C selon la vitesse de chauffe

(Niewielski *et al.*, 2006)) et qui sont refroidis très rapidement font partie de cette «zone durcie», ou «profondeur de traitement». Le cycle de température de cette zone pendant la « vie » de la pièce est représenté sur la Figure 2.7, et la microstructure obtenue à la fin du traitement thermique est illustrée sur la Figure 2.8.

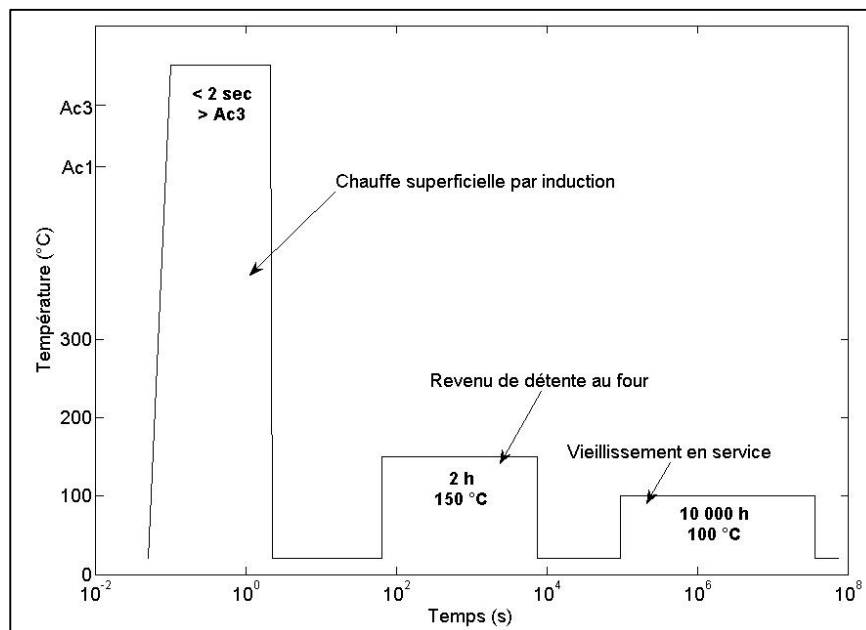


Figure 2.7 Cycle de vie de la zone durcie.

Lors du refroidissement, l'austénite commence à se transformer en martensite en dessous de la température M_s . Ensuite, de la température M_s jusqu'à l'ambiante, la martensite fraîchement apparue peut subir un auto-revenu si la quantité de chaleur emmagasinée dans la pièce n'est pas rapidement évacuée par la trempe. Il convient donc de refroidir le plus rapidement possible afin de limiter ce phénomène. Cet auto-revenu reste cependant négligeable aux vitesses de trempe classiquement pratiquées dans notre laboratoire.

Les lattes de martensite de cette zone sont très fines (Figure 2.8) et leur dureté macroscopique dépend de la vitesse de refroidissement pendant la trempe.

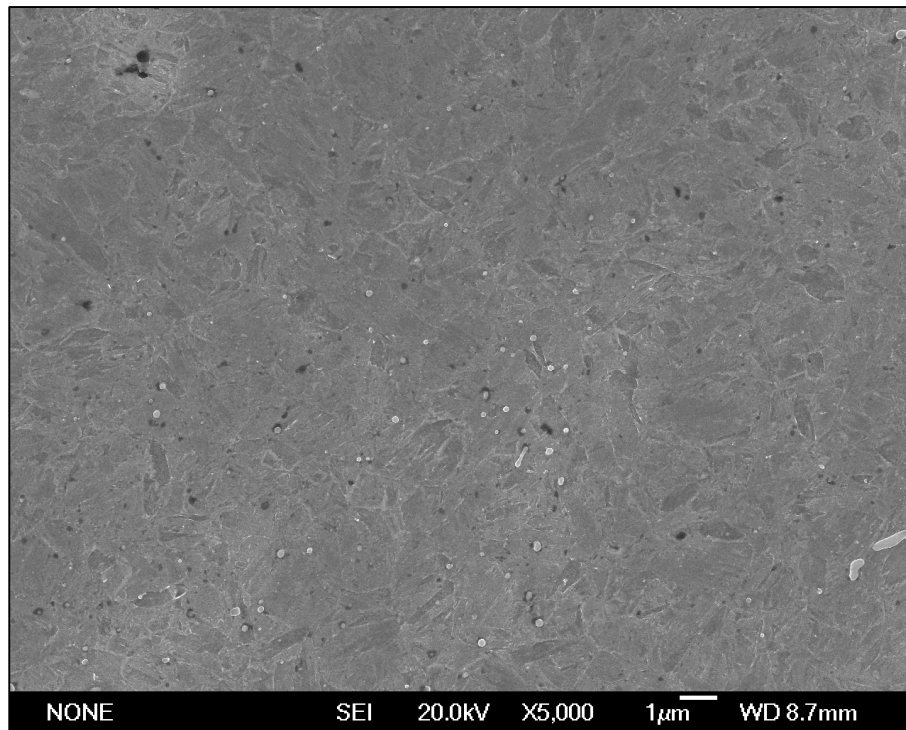


Figure 2.8 Micrographie MEB de la zone durcie (x5000), d'une dureté de 700 Hv.

2.3.2 Zone de chute de dureté (Z2)

Durant le traitement, la température de cette zone a dépassé Ac_1 (entre 678 °C et 787 °C (Niewielski *et al.*, 2006) sans atteindre la température Ac_3 d'austénitisation complète. On observe dans la microstructure la présence d'agglomérats de grains (lamelles) de deux épaisseurs différentes (en foncé les grains typiques de la zone transformée, en clair les grains trempés-revenus typiques de la zone déjà présente avant la chauffe par induction). Cette zone est ainsi composée d'un mélange de martensite fraîche et de martensite revenue. Sa dureté macroscopique est donc proportionnelle à la teneur en martensite fraîche. La microstructure obtenue est illustrée sur la Figure 2.9.

La profondeur de cette zone dépend seulement du gradient de température dans la pièce avant le refroidissement de trempe. Plus le gradient est élevé, plus la zone est petite.

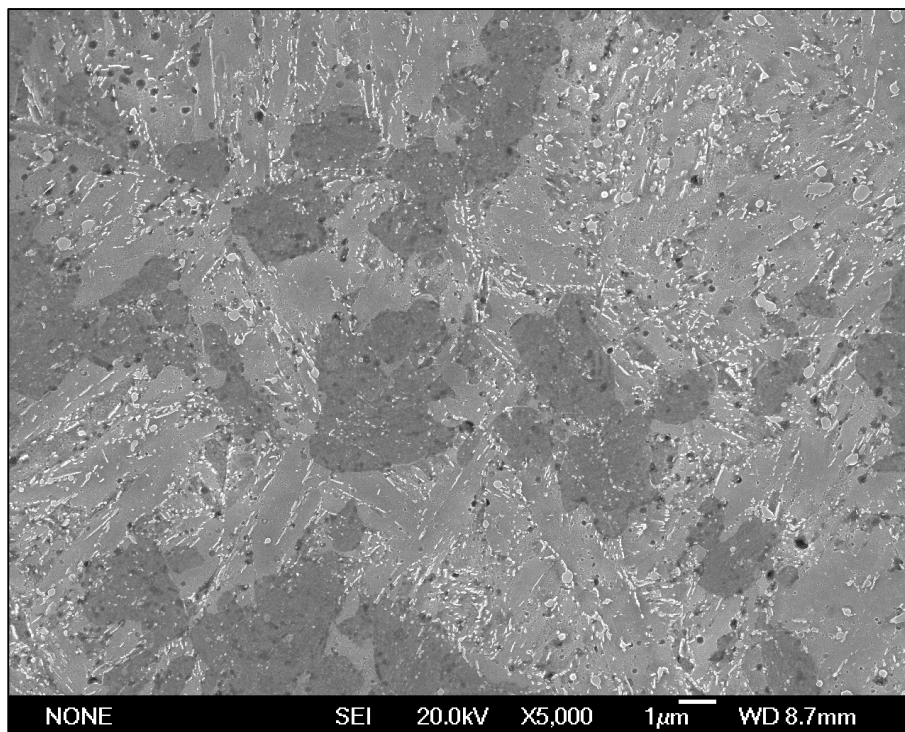


Figure 2.9 Micrographie MEB de la zone de chute de dureté (x5000), d'une dureté macroscopique comprise entre 340 Hv et 700 Hv.

2.3.3 Zone de sur-revenu (Z3)

La zone de sur-revenu est celle dont on souhaite prédire la dureté dans cette étude. Cette zone n'a pas atteint la température Ac_1 durant le traitement (*Voir* Figure 2.10). Aucune austénite ne s'est donc formée lors de la chauffe par induction. Cependant, comme la température a été très importante dans cette zone, la martensite initialement trempée-revenue à 400-450 Hv subit un nouveau revenu (un sur-revenu), qui lui fait perdre d'autant plus de dureté qu'elle a été exposée à une haute température. Sa microstructure reste donc de la martensite revenue, mais dans un état plus proche de l'équilibre thermodynamique et d'une dureté inférieure à 400-450 Hv. Ici, la taille de la microstructure est bien plus grossière que Z1 (car cette zone a été chauffée au four avant la trempe), elle est illustrée sur la Figure 2.11.

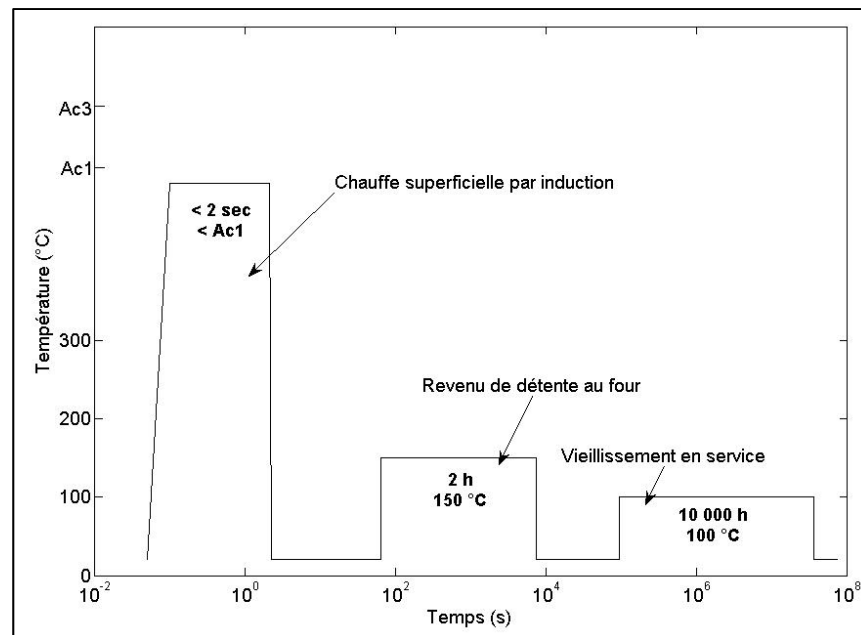


Figure 2.10 Cycle de vie de la zone de sur-revenu.

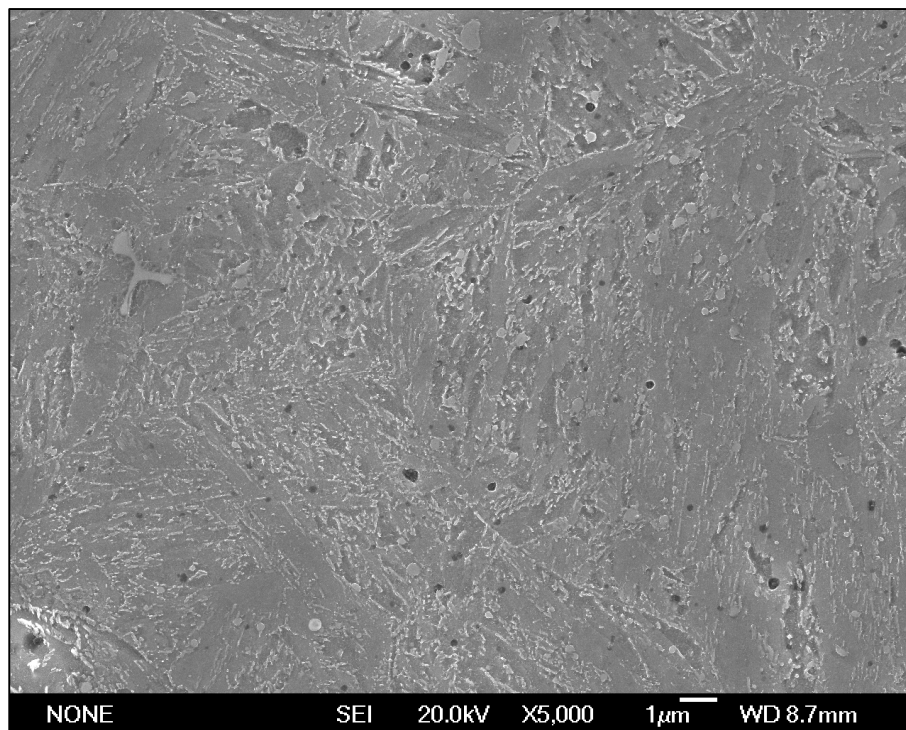


Figure 2.11 Micrographie MEB de la zone de sur-revenu (x5000), d'une dureté comprise entre 340 Hv et 450 Hv.

2.3.4 Cœur (Z4)

Le cœur n'étant pas affecté thermiquement pendant le traitement superficiel par induction, comme illustré sur la Figure 2.12, sa microstructure (Figure 2.13) et sa dureté sont inchangées et restent celles présentées au paragraphe 2.2. Il est pertinent de préciser que sa microstructure (les lattes de martensite) est plus grossière que la couche de martensite créée en surface (Figure 2.8).

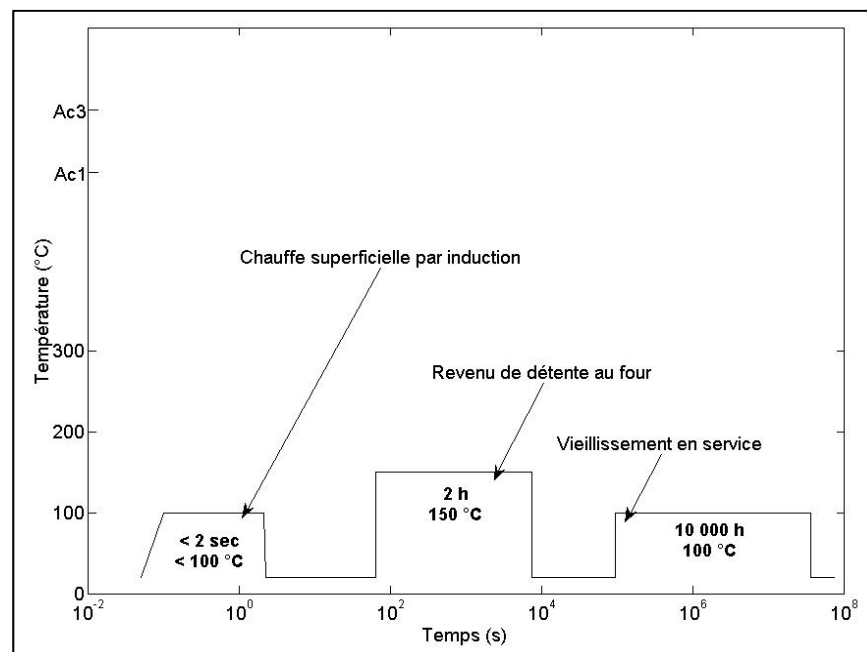
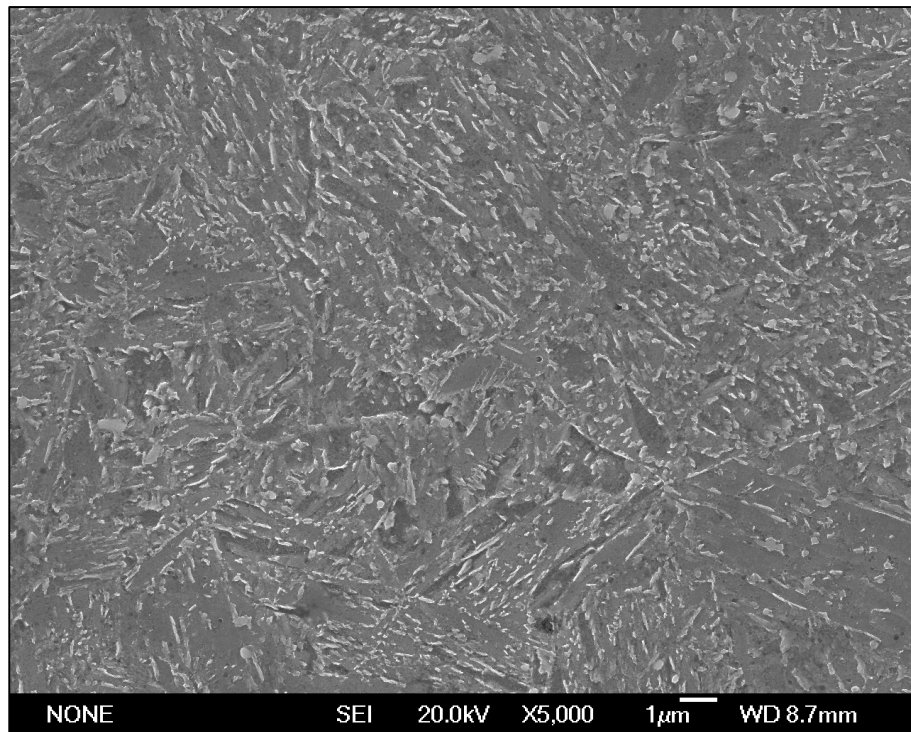


Figure 2.12 Cycle de vie du cœur.



**Figure 2.13 Micrographie MEB à cœur (x5000),
d'une dureté de 450 Hv.**

2.3.5 Résumé

Grâce à ses micrographies prises au MEB, il est possible, à partir de l'image d'une microstructure, de savoir dans quelle zone de la dent elle a été prise. Il n'est cependant pas possible de connaître précisément la dureté de cette microstructure, une mesure au microduromètre est nécessaire.

On sait maintenant d'où vient le phénomène de sur-revenu. Malheureusement il est difficile à prédire. L'influence de la profondeur ainsi que de la dureté de la zone sur-revenue sur la performance en fatigue de l'engrenage n'est actuellement pas connue. Or, si l'on arrive à prédire de façon numérique ce phénomène, il sera plus aisé d'étudier son influence sur la durée de vie en fatigue de l'engrenage.

2.4 Cycle de vie thermique d'une pièce induite

À partir de l'état microstructural décrit à la section 2.2, les engrenages subissent 3 grandes étapes durant leur vie, (*Voir* les Figure 2.7, Figure 2.10, et Figure 2.12 précédentes).

Elles se décrivent comme :

1. l'austénitisation de la surface ($\sim 900^{\circ}\text{C}$) rapide (~ 1 s) puis la trempe de la pièce qui lui confère une structure martensitique ainsi qu'une très grande dureté en surface. Cependant, le matériau est fragile;
2. le revenu de détente (soit 1h à 121°C ou 2h à 149°C), effectué juste après l'étape précédente. Il permet un adoucissement de la martensite (*Voir* premier et deuxième stade du revenu à la section 1.3.1), la rendant moins fragile et moins dure d'une dizaine de Hv. On parle alors de martensite revenue;
3. le vieillissement en service, d'une durée d'environ 10 000 h, à la température de fonctionnement du moteur (autour de 100°C selon les cas). L'adoucissement de la martensite peut encore avoir lieu, mais à une vitesse très lente.

Chacune de ces trois étapes, avec des temps et des températures très hétérogènes, peut engendrer un adoucissement du matériau dans la pièce traitée. Il est donc intéressant d'étudier chaque étape pour mieux comprendre et anticiper les différentes pertes de dureté.

Dans la présente étude, nous nous limiterons principalement à l'effet de la première étape, soit celle du traitement thermique superficiel par induction (chapitre 3 et 4). Pour l'étude de la deuxième étape, le revenu de détente, notre contribution sera l'acquisition des données (chapitre 3) nécessaires pour les développements futurs de cette problématique. Concernant la troisième étape, le vieillissement en service, une analyse sera brièvement présentée (chapitre 5).

Le but du prochain chapitre est d'étudier les cinétiques qui régissent l'adoucissement de la martensite.

CHAPITRE 3

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DE L'EFFET DU REVENU SUR LA MICRODURETÉ

Dans ce chapitre, différents lots d'échantillons vont subir des traitements de revenus avec des paramètres différents. En mesurant la dureté avant et après l'expérience, cela permettra de constituer des abaques d'adoucissement de l'acier étudié, le 4340. Ces abaques seront ensuite décrits par 3 types d'équations, afin de les utiliser en modélisation par élément finis.

3.1 Procédure expérimentale

3.1.1 Description des échantillons étudiés

Un des objectifs de cette étude est d'observer les différentes cinétiques d'adoucissement qui apparaissent durant le revenu de la martensite, pour ensuite les modéliser et s'en servir dans des simulations numériques de traitements thermiques. Une campagne de mesures de microdureté après différents revenus a donc été conduite sur un acier 4340

Les cinétiques de perte de dureté sont étudiées avec 3 microstructures initiales différentes, possédant chacune une dureté propre. Les données recueillies grâce à ces trois types d'échantillons permettront d'obtenir trois types d'abaque, chacun servant dans des cas différents de revenu. Les échantillons sont tronçonnés pour atteindre une taille d'environ 1 mm x 3 mm x 8 mm. Ils sont ensuite polis au micron afin de mesurer leur dureté initiale. Afin de garantir une bonne homogénéité des échantillons, tout échantillon ayant au départ un écart de plus de 5% avec la dureté moyenne du lot auquel il appartient a été exclu de l'expérience. Les mesures de microdureté sont faites sur une machine FUTURE-TECH FM-1 sous une charge de 200 g pendant une durée de 10 s (conditions de mesures adoptées suivant la norme Hv_{0,2}). Les valeurs de dureté utilisées pour les échantillons correspondent à la dureté moyenne de 3 mesures. La dureté moyenne de chaque lot dans le Tableau 3.1 correspond à la moyenne des duretés de chaque échantillon du lot concerné. Il est

pertinent de préciser que la marge d'erreur du microduromètre (et de son utilisateur) est typiquement de ± 10 Hv.

L'historique des traitements thermiques des 3 lots est décrit dans le Tableau 3.1. Le lot TR (pour Trempé Revenu), d'une dureté de 415 Hv, a été prélevé sur le corps d'un engrenage trempé-revenu provenant de PWC, les paramètres des traitements thermiques antérieurs ne sont pas connus avec précision (notamment pour le temps d'austénitisation), mais ils génèrent une martensite de dureté 415Hv. Le lot F (pour Four), d'une dureté de 594 Hv, a été chauffé dans un four PYRADIA IF182725 à 850 °C puis trempé à l'eau. Le lot I, d'une dureté de 636 Hv, correspond à la surface d'un échantillon chauffé par induction à moyenne fréquence (10 kHz) jusqu'à austénitisation, puis trempée dans de l'eau polymérisée à 10%.

Les lots F et I, qui ont tous les deux subis uniquement une austénitisation suivie d'une trempe, ont une dureté finale différente. Cela est dû à la taille des grains obtenus à la fin de chacun des procédés, l'induction engendrant des grains plus fins pour les échantillons du lot I.

Tableau 3.1 Conditions de traitement thermique des échantillons initiaux

Lot	Nombre échantillons	Trempe		Revenu		Dureté (Hv _{0,2})
		Température	Austénitisation	Température	Temps	
TR	56	850 °C	~1h30	400 °C	~120 min	415 \pm 6
F	56	850 °C	45 min	/	/	594 \pm 10
I	56	>800 °C	<0,1 min	/	/	636 \pm 11

Les 2 lots bruts de trempe étudiés (F et I) ont une utilité différente pour l'étude du procédé d'induction. En effet, les données obtenues avec le lot I serviront à la suite de cette étude, afin de prédire des pertes de dureté lors d'un revenu d'un acier trempé par induction. Le lot F, obtenu après une austénitisation au four, servira à documenter les phénomènes de perte de duretés caractéristiques d'une martensite générée au four et donc de la zone de sur-revenu. Les données de ce lot F seront donc immédiatement exploitées au prochain chapitre traitant spécifiquement de la prédiction de la zone de sur-revenu.

3.1.2 Traitements de revenu

Les traitements de revenu ont été conduits avec un four à bain de sel. La température du bain est contrôlée par thermocouple et asservie pour obtenir une température constante. Ce type de chauffe a été choisi pour sa très bonne convection sur la surface des échantillons. Contrairement à un four conventionnel, son coefficient de convection élevé rend la chauffe d'une surface quasi instantanée.

Les échantillons sont plongés dans le bain de sel à l'aide d'un petit panier troué. Le refroidissement rapide est fait dans un bain d'eau, pour stopper le revenu au temps désiré. Les échantillons ont subi un revenu dont les conditions sont spécifiées dans le Tableau 3.2. Les températures vont de 250 °C (température suffisante pour déclencher les mécanismes demandant peu d'énergie) à 550 °C (température maximale du four). Les temps choisis s'étalent de 1 seconde (limite technique) à 2 heures (limite de temps) selon une échelle logarithmique, car les mécanismes de diffusion d'atomes étant thermiquement activés, leur dépendance au temps n'est pas linéaire. On retrouve également dans ce tableau le système de repérage utilisé pour les essais. (Nota : l'immersion dans le bain de sel étant manuel, seuls trois traitements pour un temps très court d'une seconde ont pu être réalisés avec succès).

Tableau 3.2 Conditions de revenu des échantillons

X	Température
2	250 °C
3	350 °C
4	450 °C
5	550 °C

Y	Temps	Y	Temps
A	1 s	H	2 min
B	2 s	I	4 min
C	4 s	J	8 min
D	8 s	K	16 min
E	16 s	L	32 min
F	32 s	M	1 h
G	1 min	N	2 h

La dureté après revenu est alors mesurée sur chaque échantillon (toujours avec 3 mesures par

échantillon). Toutes les valeurs sont reportées en annexe I. La mesure de microdureté est prise en surface, et vu les coefficients de conduction très élevés de l'acier et du bain de sel, il est supposé, même pour les temps de revenu les plus courts (1 seconde), que la surface ainsi que la couche sous-surfacique ont eu le temps d'atteindre la température du bain de sel en un temps négligeable par rapport au temps de revenu. Les températures nécessaires à la modélisation appartiennent à l'intervalle de température de l'ambiante à Ac_1 . Cependant, les limites du four à bain sel utilisé nous ont contraints à ne pas dépasser 550°C. Il a donc été nécessaire de trouver des moyens pour extrapoler les effets d'un revenu à des températures entre 550 °C et Ac_1 .

3.2 Résultats expérimentaux

La Figure 3.1 présente la chute de dureté du lot I sur une échelle linéaire du temps de revenu. Les graphiques suivants seront en échelle logarithmique du temps pour mieux respecter l'échelle plus classiquement utilisée pour décrire les mécanismes de perte de dureté. Il apparaît clairement que la chute principale de dureté s'effectue en début de revenu. La dispersion entre les 3 mesures de chaque point est de ± 6 Hv. Or, la marge d'erreur du microduromètre étant de ± 10 Hv, c'est celle-ci qui est représentée sur le graphique.

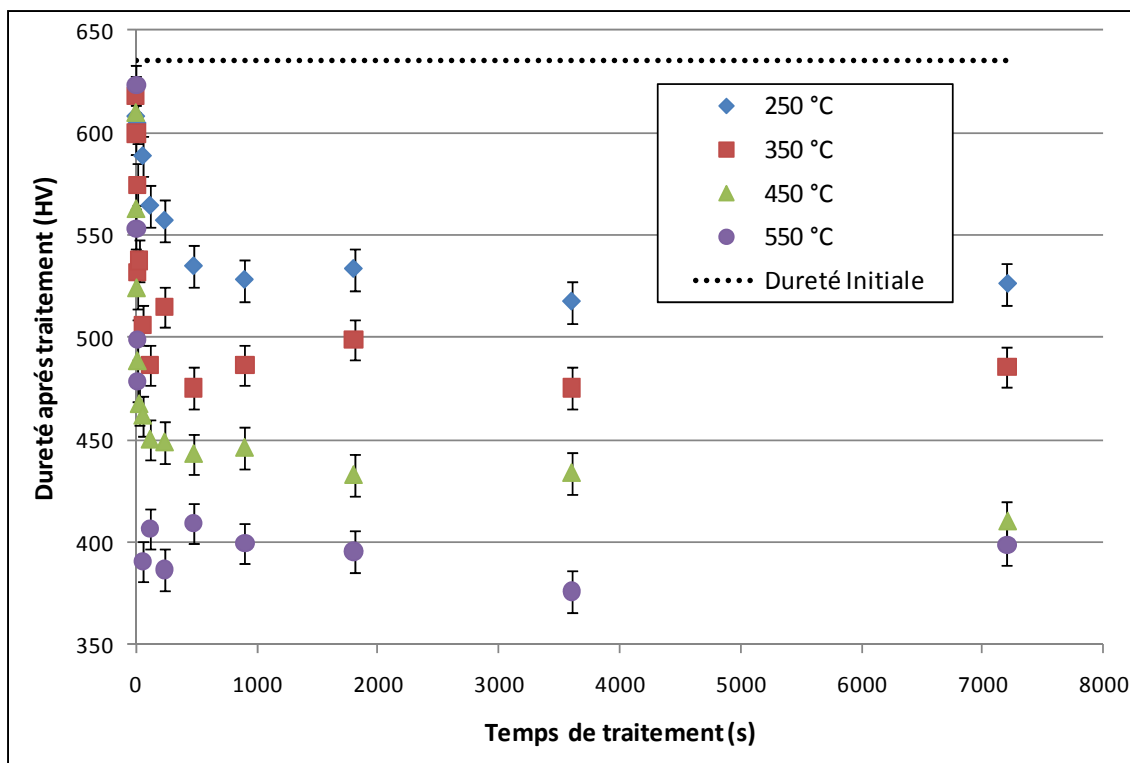


Figure 3.1 Évolution de la dureté en fonction du temps de revenu pour le lot I avec la marge d'erreur de mesure du microduromètre (± 10 Hv).

Les lots F et I sont bruts de trempe et possèdent initialement une dureté élevée, 594 Hv et 635 Hv respectivement, alors que le lot TR a déjà été revenu à une dureté initiale de 415 Hv. Ils ne possèdent donc pas le même comportement au revenu, comme le montre la Figure 3.2. Sur cette figure, les courbes d'adoucissement du lot TR montrent que même le traitement le plus fort (550 °C pendant 2 heures) n'a eu qu'une incidence très limitée sur la dureté du matériau. Cela amène à penser que cette microstructure trempée-revenue a atteint une grande stabilité thermodynamique, et que seules des températures de traitement plus élevées permettraient d'adoucir notablement ce matériau. Nous reparlerons à la fin du chapitre 4 de ce traitement à 550 °C du lot TR, mais il peut désormais être supposé, pour cet état microstructural, que quel que soit le cycle de chauffe subi par la zone de sur-revenu (qui est aussi une microstructure trempée-revenue), les températures inférieures à 550°C n'ont aucun effet. Il est donc possible, afin d'alléger les calculs, de les négliger. Cependant, il reste

regrettable que l'expérimentation n'ait pu être faite sur le lot TR avec des températures supérieures à 550 °C.

Pour les lots F et I, on peut confirmer que l'acier 4340 ne subit aucun durcissement secondaire. En effet, quelle que soient la durée et la température du traitement imposé, le matériau ne fait que s'adoucir. De plus, ces deux lots semblent répondre à des cinétiques d'adoucissement différentes. Premièrement, les valeurs atteintes au bout de 2 heures par le lot F sont plus basses que celles du lot I (et même du lot TR). Deuxièmement, pour certaines températures ("450°C – lot F" par exemple), la courbe de perte de dureté semble suivre 2 droites ayant une pente différente, c'est-à-dire que la perte de dureté serait très rapide au début de la chauffe, puis, à un certain temps de transition, cette perte de dureté deviendrait beaucoup plus lente. Cependant, étant donné la précision des mesures et le manque de points sur les courbes, cette différence de pente n'est pas évidente pour tous les cas ("250°C – lot F" par exemple). Ce temps de transition entre les 2 pentes semble différent pour les 2 lots (environ 200 secondes pour "550°C – lot F", alors qu'il est d'environ 80 secondes pour "550°C – lot I"). Enfin, troisièmement, toutes les courbes d'adoucissement semblent avoir la même origine à 1 seconde pour le lot I, alors que pour le lot F, au moins pour les températures de 250°C et 350 °C, la dureté semble ne commencer à chuter qu'après un certain temps non négligeable (10 secondes pour "250°C – lot F").

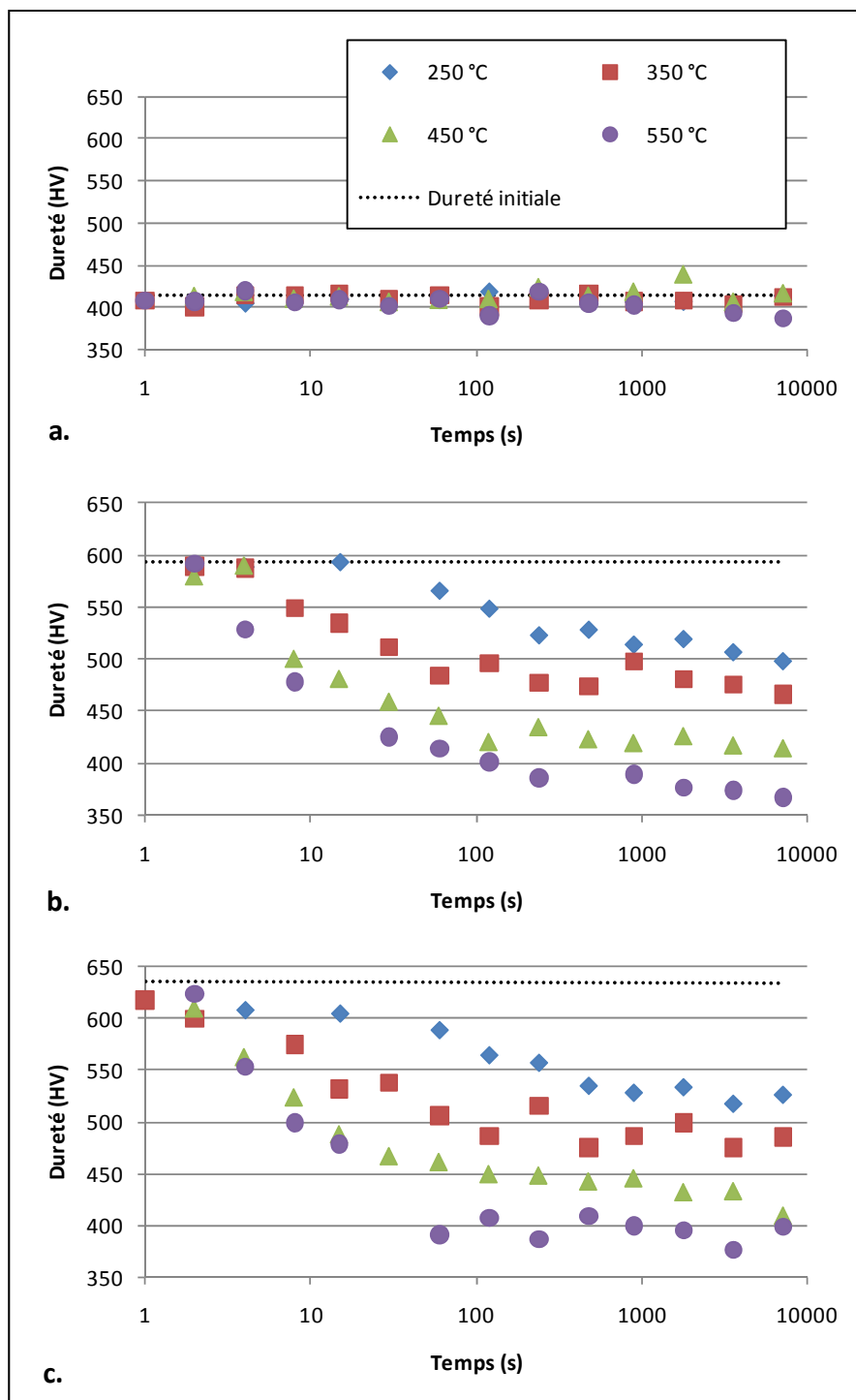


Figure 3.2 Courbes d'adoucissement pour les 3 lots aux quatre températures. a) Trempe Revenu, b) Four, c) Induction.

Il est pertinent de rappeler que le lot I possède une martensite beaucoup plus fine que le lot F.

3.3 Séparation des pentes

Puisque chaque courbe d'adoucissement semble être composée de 2 pentes, il apparaît intéressant pour la suite de pouvoir les distinguer clairement. Pour cela, on notera H_1 la dureté à l'intersection des 2 pentes d'adoucissement. Le temps correspondant à cette dureté est appelé $t_{1 \rightarrow 2}$. Ceci est illustré sur la Figure 3.3. On notera sur la Figure 3.4 que plus la première chute de dureté est rapide, plus la dureté H_1 et le temps de transition $t_{1 \rightarrow 2}$ diminuent. La dureté atteinte au bout de 2 heures est appelée H_2 .

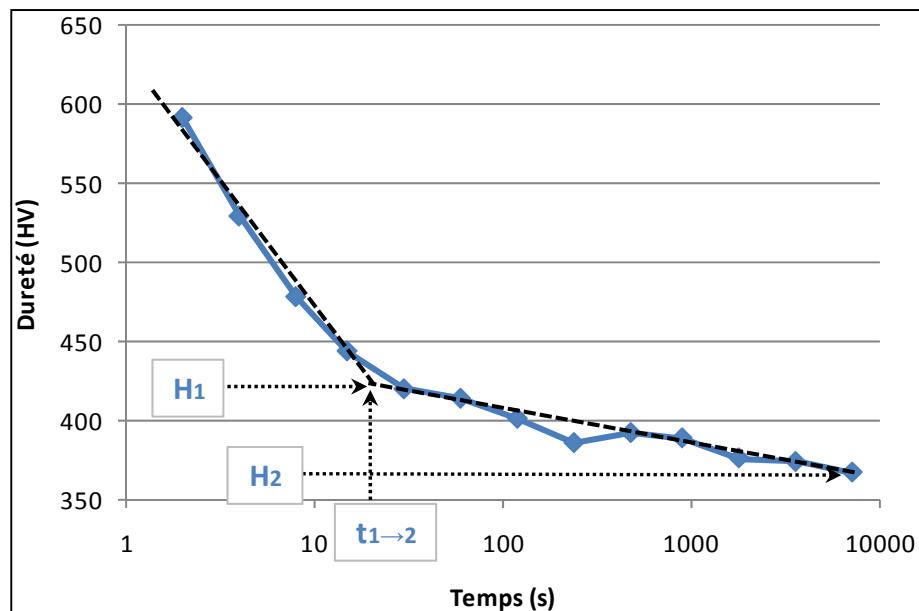


Figure 3.3 Illustration des variables H_1 , H_2 , et $t_{1 \rightarrow 2}$.

Afin de calculer H_1 et $t_{1 \rightarrow 2}$ pour chaque courbe d'adoucissement, il faut au préalable obtenir une régression logarithmique des 2 pentes qui composent chaque courbe. Pour obtenir une équation de droite de celles-ci, nous devons séparer les points appartenant à la première pente, et ceux appartenant à la seconde. Le but de la section 3.4.1 sera de départager ces points. À la suite de cela, H_1 , H_2 et $t_{1 \rightarrow 2}$ seront calculés, décrits, puis discutés.

Sans connaître leurs valeurs numériques précises, on peut déjà observer sur la Figure 3.4 que H_2 (dureté obtenue au bout de 2 heures) diminue avec l'augmentation de la température pour

les lots F et I. Le lot TR, ayant à l'origine une dureté de 415 Hv, était en deçà de la valeur H_2 des températures utilisées. C'est la raison pour laquelle à 250 °C et 350 °C, la dureté de ce lot TR reste constante. En revanche, à 450 °C et 2 heures, les 3 lots ont environ la même dureté. Puis, à 550 °C et 2 heures, les lots F et I «continuent» leur chute, alors que le lot TR commence enfin à perdre de la dureté, même si cela paraît négligeable.

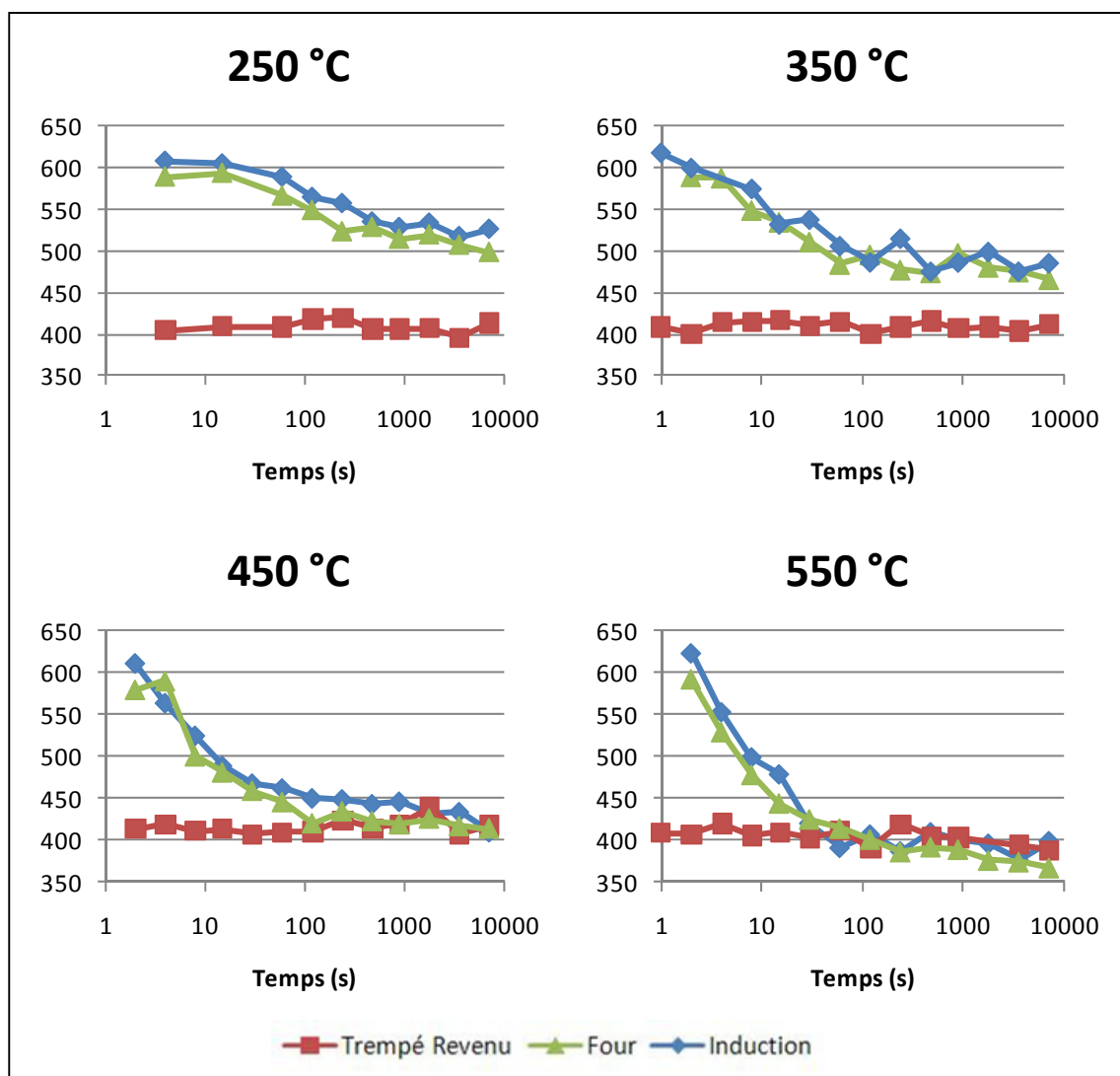


Figure 3.4 Courbes d'adoucissement des 3 lots pour les 4 températures de revenu.

3.4 Élaboration du «modèle Hollomon-Jaffe»

3.4.1 Vers une description des courbes de revenu

Comme nous l'avons vu au premier chapitre, il est possible d'utiliser le paramètre d'Hollomon-Jaffe pour décrire le comportement au revenu d'un acier lorsque les plages de températures et de temps étudiées font parties d'un même mécanisme d'adoucissement. Or, nous venons de voir que les courbes obtenues précédemment par l'expérience sont divisibles en 2 pentes, chacune d'elle semblant être contrôlée par une cinétique d'adoucissement différente. Si tel est le cas, alors le paramètre de revenu de Hollomon-Jaffe peut permettre de différencier les points faisant partie soit d'une pente, soit de l'autre.

Sur la Figure 3.5, les données des lots F et I sont illustrées grâce au paramètre PT (*Voir* 1.3.2 p. 42) en prenant une valeur du paramètre C de 14,44 (Semiati, Stutz et Byrer, 1985b). Il semble assez clair que pour chaque température, on peut distinguer un alignement des points lorsque l'on prend en compte seulement les temps les plus longs (c'est-à-dire les points les plus à droite de chaque courbe). Ces points font alors partie d'un mécanisme qui dépend du temps de façon suffisamment simple pour donner une seule ligne.

Seuls les points alignés sont alors sélectionnés. Cependant, la marge d'erreur due à la précision des mesures nous empêche de faire un choix ferme et définitif. Une tentative de sélection est illustrée sur la Figure 3.6, mais il est possible que par la suite, un réajustement de celle-ci soit fait afin d'affiner notre modèle.

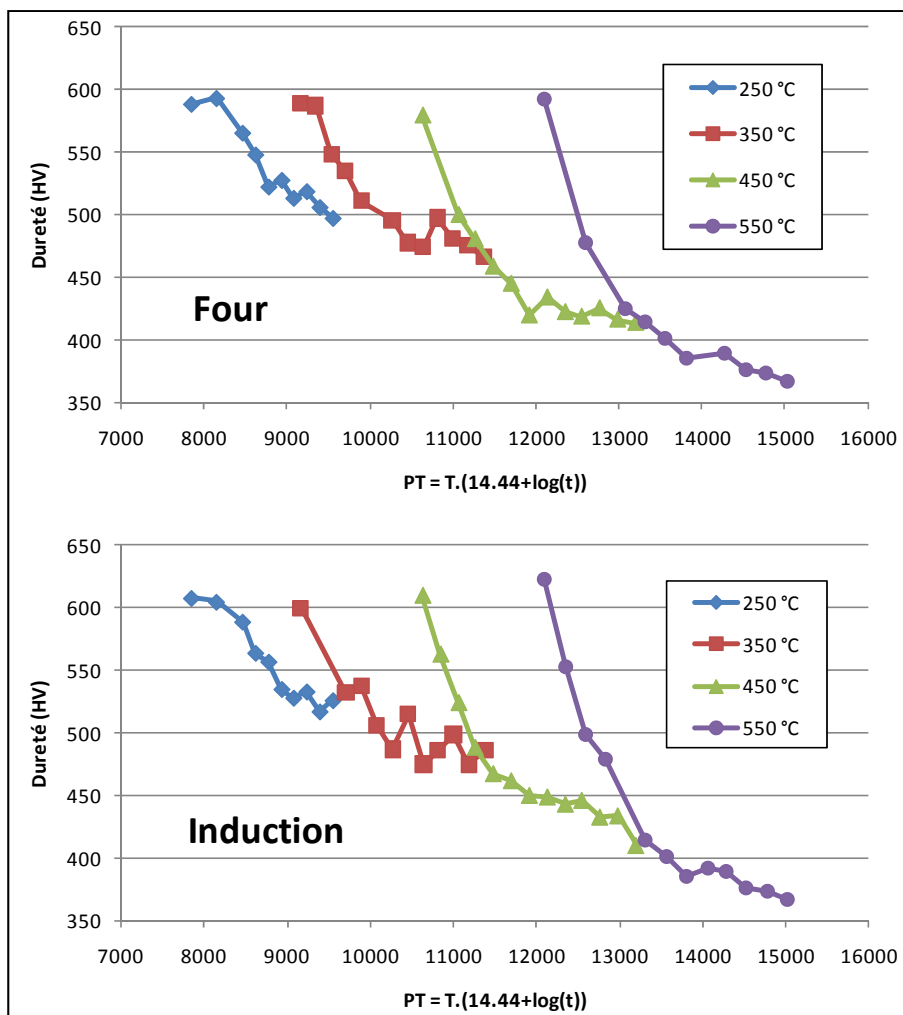


Figure 3.5 Données brutes présentées avec le paramètre PT.

Il est assez difficile de tirer des conclusions quant au non-alignement des points restants. En effet, quelle que soit la valeur de C utilisée, il est impossible de combiner ces points expérimentaux sur une seule ligne. Nous avons vu dans la revue de littérature que les stades du revenu étaient classiquement décrits selon des plages de température, chaque plage correspondant à un mécanisme. Or, avec nos données, pour une même température, on observe tout de même une inflexion de la courbe avec le temps, ce qui suppose que les mécanismes mis en jeu dans la première partie de l'adoucissement ne peuvent être décrits simplement. Dans la littérature, les publications étudiées sont souvent basées sur des chauffe d'une heure ou plus, ce qui correspond à un régime présentant une dépendance simple de la

température et du temps. Pour nos données, il est possible que ces points non alignés représentent des mécanismes d'adoucissement plus complexes (comme la précipitation de carbures ε et Fe_3C en même temps). Cette difficulté d'interprétation pourrait sans doute être levée par des analyses au microscope électronique à balayage (MEB) ou par transmission (MET), en suivant pas à pas l'avancement de la réaction. Cette analyse ne faisant pas partie de cette étude, on qualifiera uniquement pour la suite ces points non alignés comme «faisant partie de la première pente», et non comme faisant partie d'un seul mécanisme d'adoucissement à part entière.

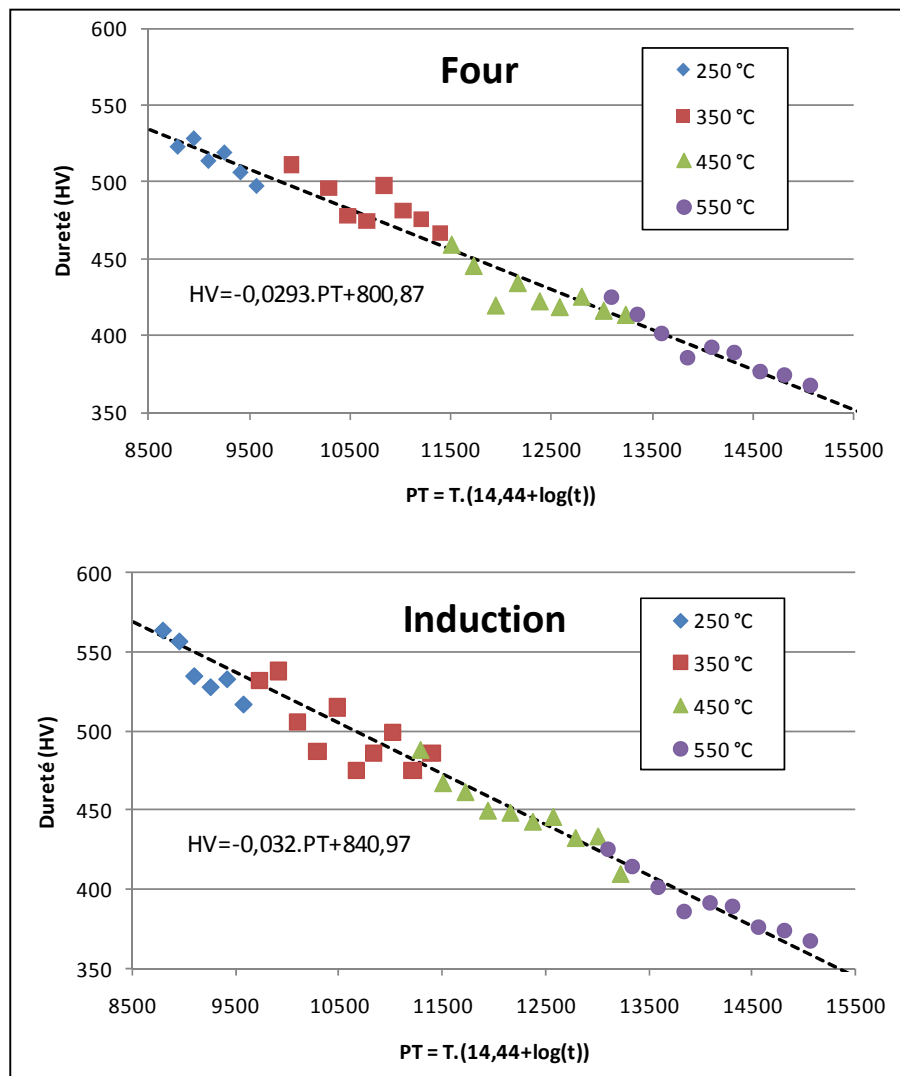


Figure 3.6 Points retenus pour la deuxième pente avec le critère Hollomon-Jaffe.

3.4.2 Choix et Influence du paramètre C

Dans l'équation de Hollomon-Jaffe (HJ) (*Voir* éq. 1.7 p. 43), le paramètre C sert de coefficient pondérateur entre la température et le temps. La valeur de 14,44 est une valeur issue de la littérature semblant décrire le comportement d'une grande variété d'aciers lors du revenu. En augmentant cette valeur, le paramètre «Température» devient prépondérant, puisque le logarithme du temps devient négligeable par rapport à C. À l'inverse, en diminuant cette valeur, le paramètre «Temps» devient plus déterminant pour prédire le comportement de l'acier. Sur la Figure 3.7 est représentée la courbe de dureté en fonction de PT avec trois valeurs différentes de C, soit C=5, C=14,44, et enfin C=30.

Pour la courbe du lot F avec un C=30, on peut remarquer que le coefficient de corrélation R^2 est plus élevé que pour le même lot avec un C=14,44. Cependant, à cause des «amas» formés (Figure 3.7 c.), les conséquences d'une telle valeur (30) ne sont pas réalistes sur le couplage entre temps et température.

Pour le lot I, le coefficient de corrélation a été calculé pour différentes valeurs de C afin d'optimiser ce paramètre. Or, comme on peut le voir sur la Figure 3.8, la courbe ne présente pas de maximum et tend plutôt à converger vers une asymptote à partir d'une valeur de C égale à 10. Nous pouvons en conclure que le paramètre C ne peut pas être optimisé de cette façon. Pour la suite, nous garderons la valeur classiquement utilisée de 14,44, qui est repérée à titre indicatif sur la figure.

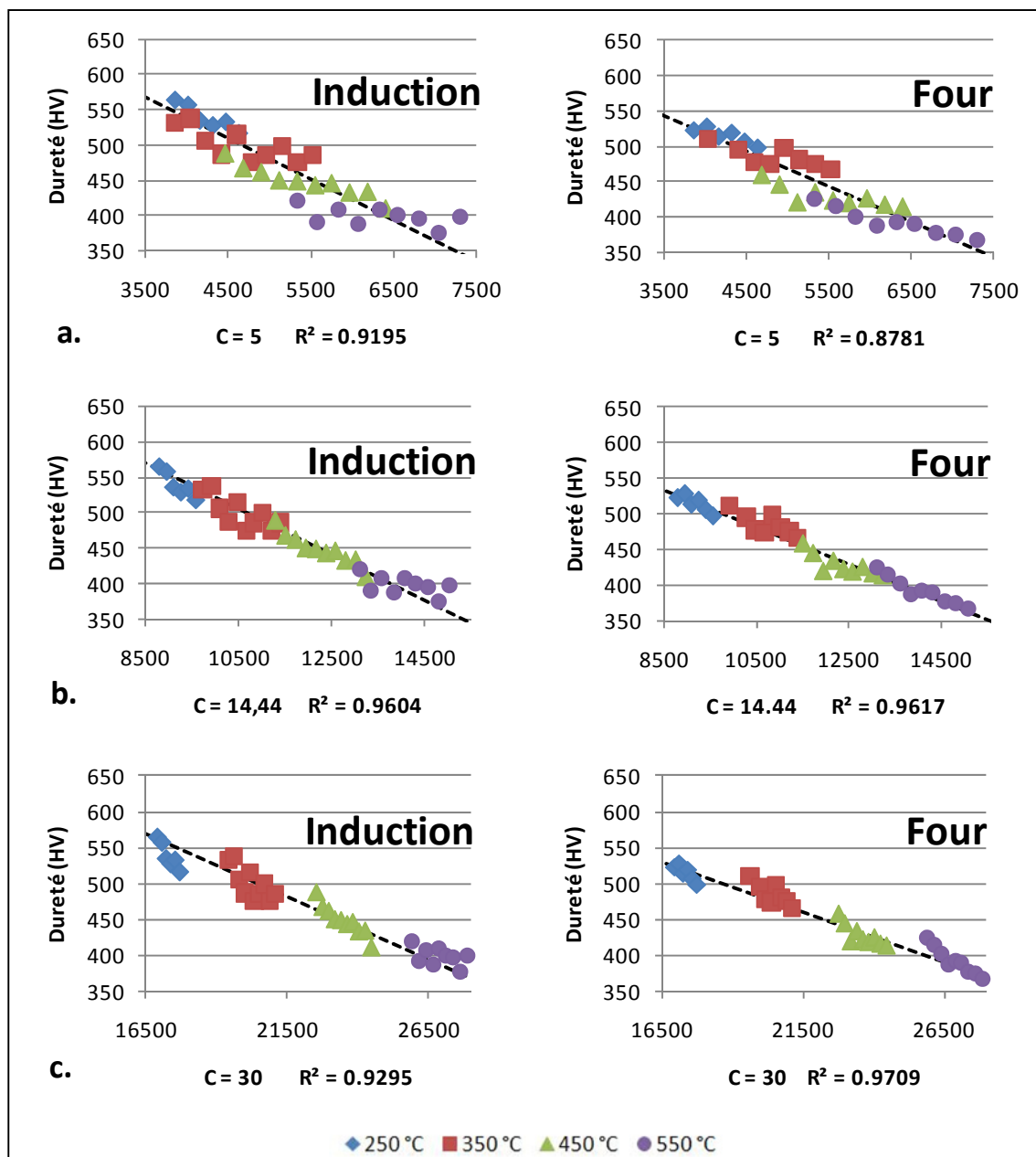


Figure 3.7 Influence du paramètre C sur l'alignement des points
a) $C=5$, b) $C=14,44$, c) $C=30$.

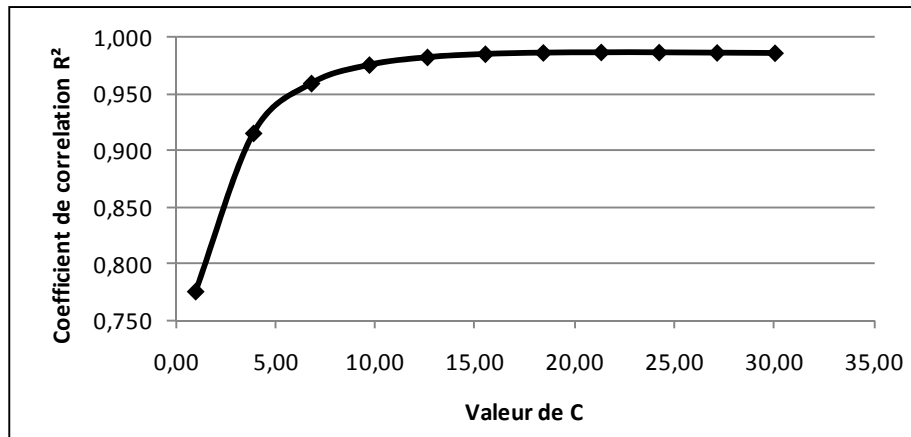


Figure 3.8 Influence du paramètre C sur la droite de régression.

3.4.3 Équation du «modèle HJ» pour la seconde partie de la courbe

En rappelant que :

$$PT(T, t) = T. (C + \log t) \quad (3.1)$$

$$HV(T, t) = r. PT(T, t) + s \quad (3.2)$$

et comme illustré sur la Figure 3.6, la deuxième pente (les points alignés de la Figure 3.5) de la courbe peut être modélisée avec les paramètres suivants :

- pour le lot F :

$$r = -0,0293 \quad (3.3)$$

$$s = 800,87 \quad (3.4)$$

- pour le lot I :

$$r = -0,032 \quad (3.5)$$

$$s = 840,97 \quad (3.6)$$

La représentation de ce modèle avec les valeurs réelles de dureté sont illustrées sur la Figure 3.9.

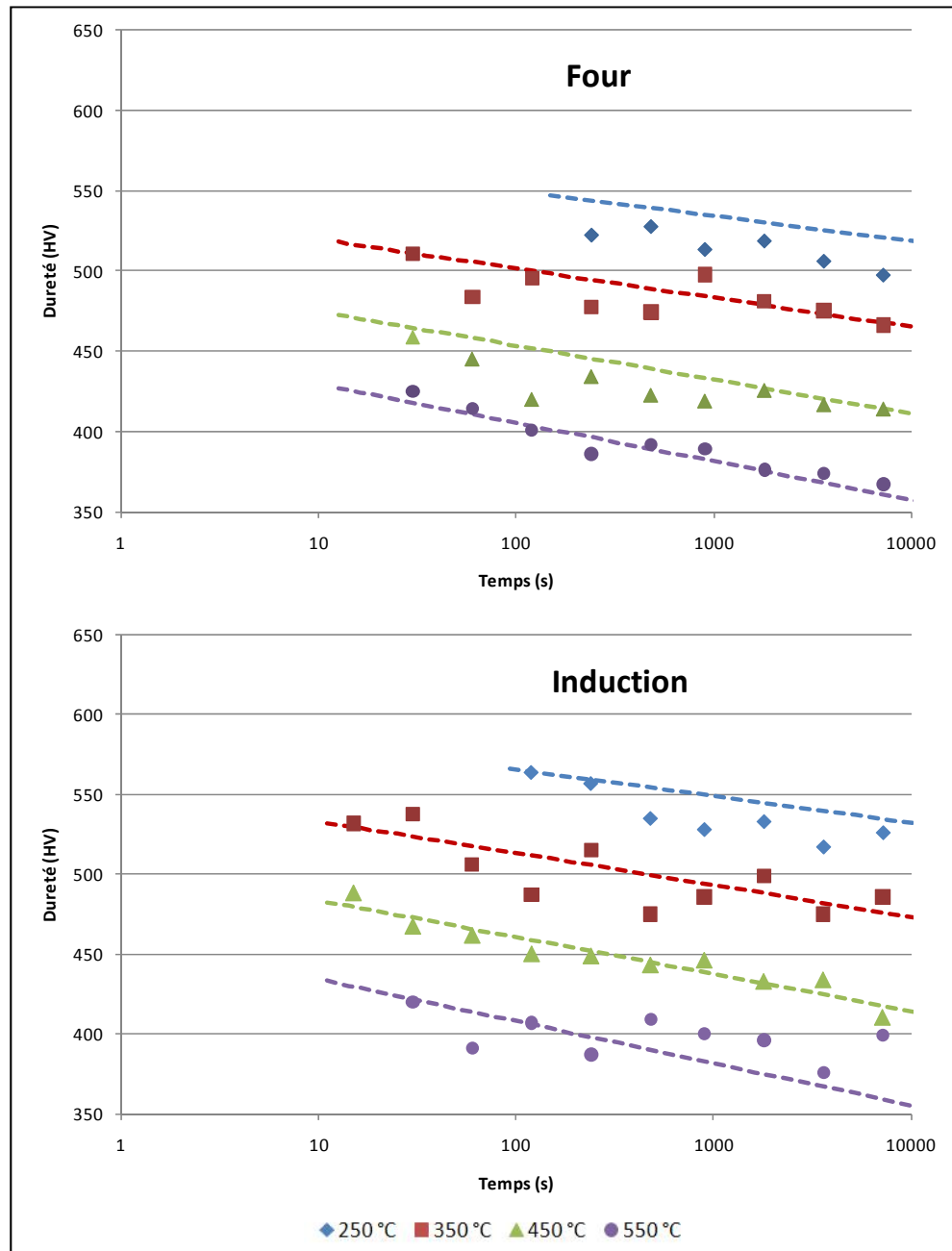


Figure 3.9 Comparaison du «modèle HJ» et des valeurs réelles.

3.5 Élaboration du «modèle analytique» des pertes de duretés

3.5.1 Sélection des données

Le critère de sélection que nous avons utilisé grâce au paramètre de HJ a permis de séparer en deux groupes distincts les mesures de duretés. Sur la Figure 3.10, ces points sont tracés et une droite de régression est calculée pour chaque température et chaque groupe de points. Les coefficients de ces droites sont reportés dans le Tableau 3.3 et le Tableau 3.4 de la page 79 et vont servir à calculer H_1 , H_2 et $t_{1 \rightarrow 2}$ pour chaque lot et pour chaque température. Grâce à ces valeurs calculées. On pourra alors définir un modèle prenant en compte les 2 pentes.

Les valeurs de H_1 , H_2 et $t_{1 \rightarrow 2}$ ainsi obtenues, ces paramètres pourraient être illustrés en fonction de l'inverse de la température $\frac{1}{T}$, car c'est la représentation la plus usitée lorsque des énergies d'activation sont en jeu. Cependant, leur dépendance à la température présente une meilleure linéarité lorsqu'elles sont tracées en fonction de T . Les tendances obtenues se retrouvent sur la Figure 3.11 ainsi que les équations qui les décrivent.

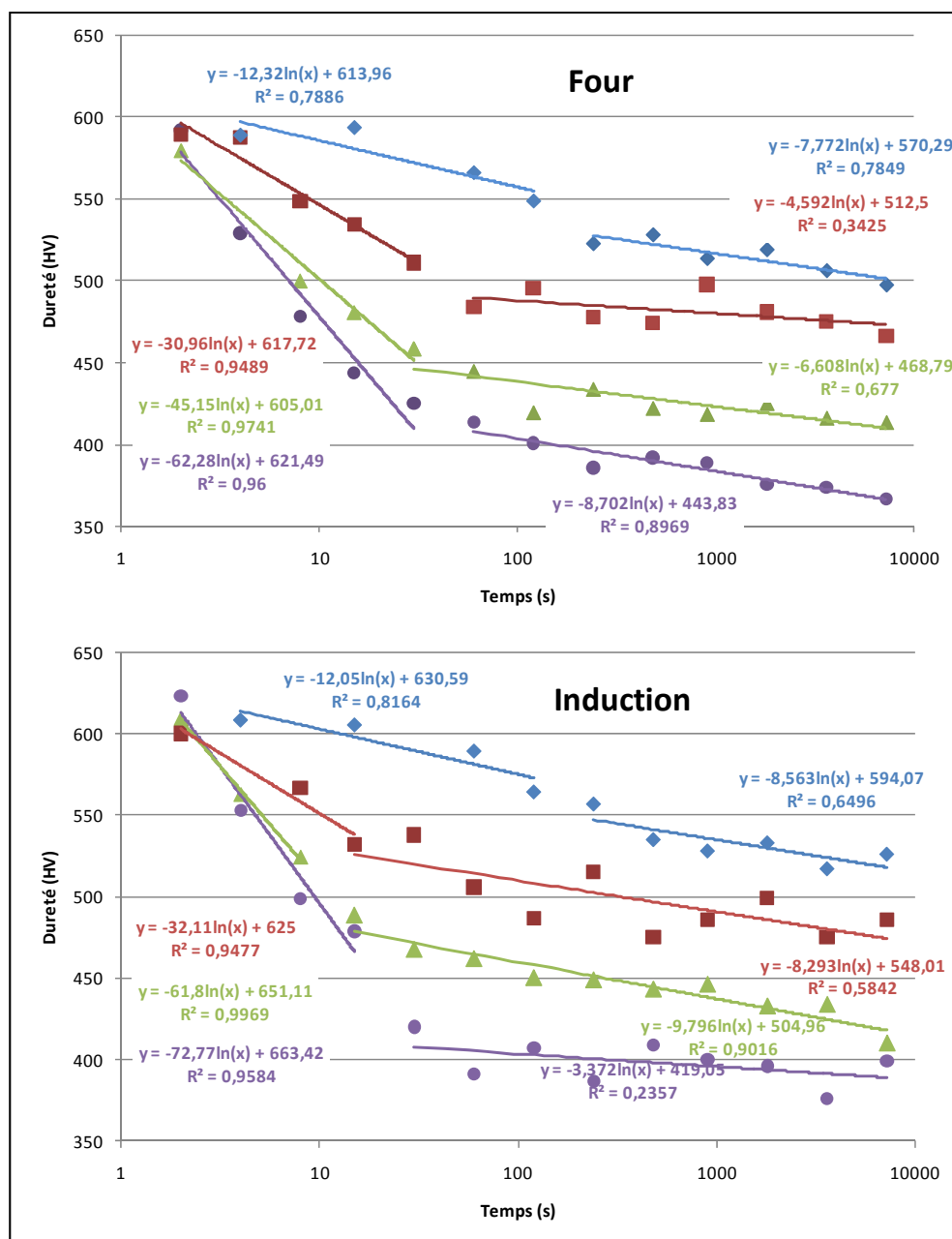


Figure 3.10 Séparation des données brutes en 2 cinétiques.

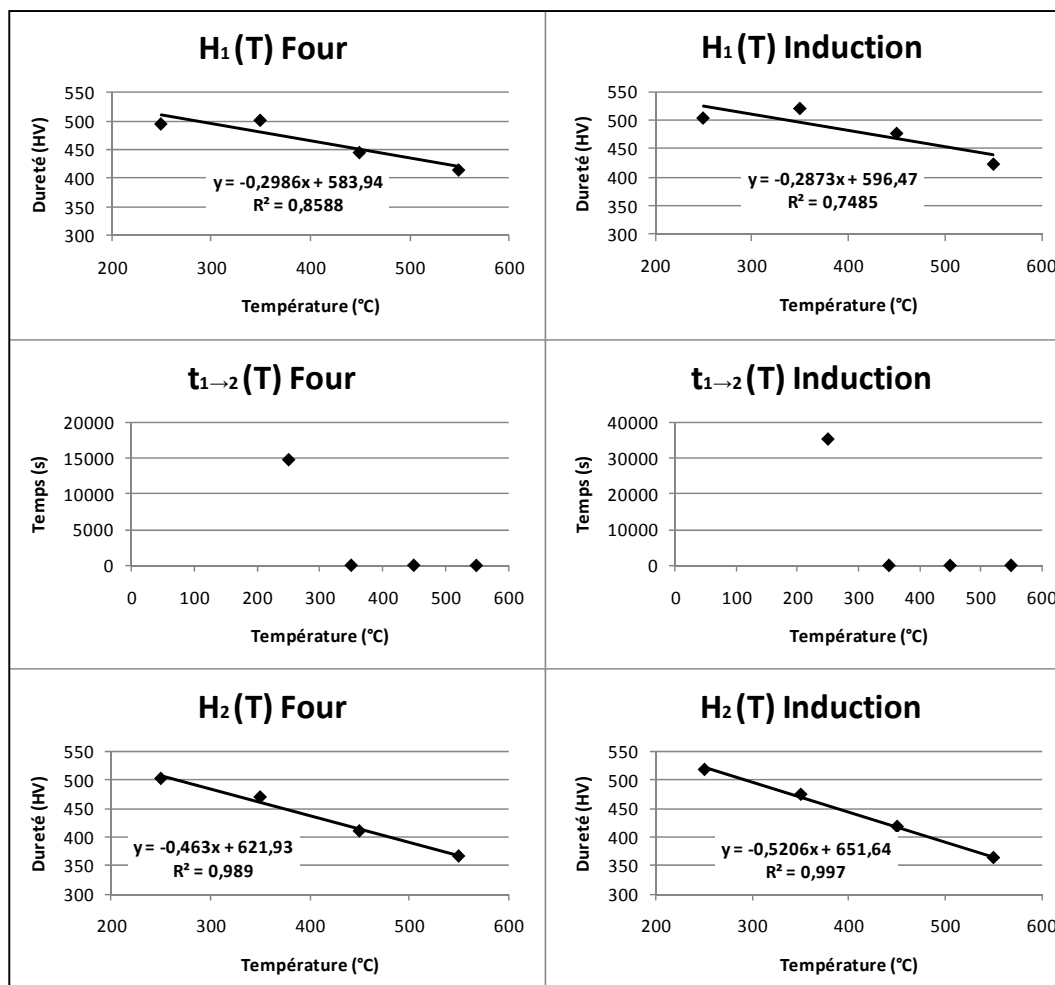


Figure 3.11 H₁, H₂, et t_{1→2} en fonction de la température pour les 2 lots F (à gauche) et I (à droite).

Cependant, sur les graphes de H₁ (T) et t_{1→2} (T), à la température de 250 °C, la valeur de H₁ (250 °C) semble faible et celle de t_{1→2} (250 °C) semble trop élevée. Cela est probablement dû au fait que l'on ait pris en considération des points (notamment pour les faibles temps) qui empêchent une bonne corrélation. En effet, l'échantillon du lot F chauffé pendant 4 secondes à 250 °C n'a perdu que 5 Hv, ce qui laisse supposer l'existence d'un temps d'incubation avant le commencement de toute diffusion d'atome. Cette incubation serait alors négligeable pour les plus hautes températures, ce qui expliquerait pourquoi une bonne corrélation est observée sur les graphes correspondants. Afin de vérifier cela, de manière uniquement mathématique, nous allons dans la prochaine section supprimer les points non pertinents dans

les temps les plus bas et ainsi recalculer les valeurs a et b des pentes d'adoucissement, ainsi que les nouveaux H_1 et $t_{1 \rightarrow 2}$. Toutes ces nouvelles valeurs sont reportées dans le Tableau 3.3 et le Tableau 3.4 (en rouge et entre parenthèses).

3.5.2 Prise en compte de l'incubation

Les 2 échantillons ayant subi le traitement le plus court à 250 °C pour les lots F et I ainsi que l'échantillon le plus court à 350 °C du lot F ont été supprimés des données car leur dureté était très proche de leur dureté initiale. Sur la Figure 3.12, on peut voir que la régression linéaire des nouveaux $H_1(T)$ présente un meilleur coefficient de corrélation. Cependant, une étude plus poussée est nécessaire pour confirmer cela, mais ceci ne rentre pas dans le cadre de notre étude. Pour la suite du chapitre, nous prendrons en compte ce temps d'incubation, tout en sachant que cette hypothèse n'est basée que sur des analyses graphiques et non des caractérisations métallographiques.

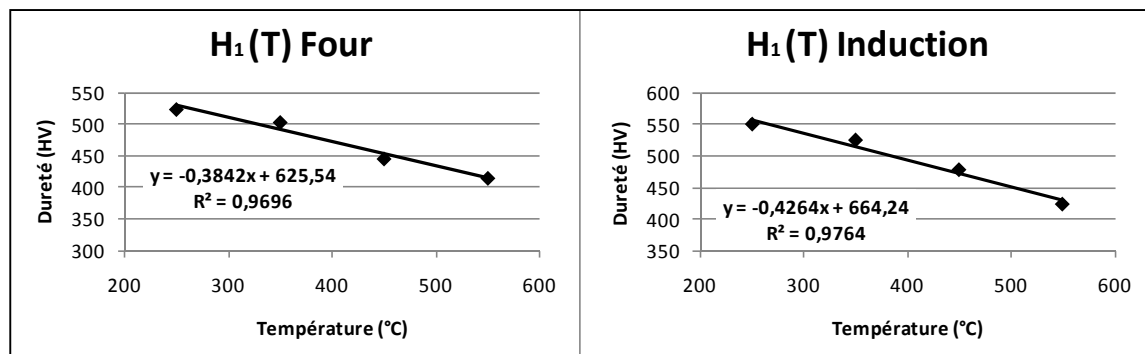


Figure 3.12 $H_1(T)$ en tenant compte d'un temps d'incubation pour le lot F (à gauche) et I (à droite).

Les deux tableaux ci-dessous récapitulent toutes les données permettant de décrire mathématiquement les données expérimentales. Ils contiennent les valeurs observées (coefficients a , b , d et e des pentes de perte de dureté de la Figure 3.10) et calculées (H_1 , H_2 et $t_{1 \rightarrow 2}$) des deux lots F et I. Les valeurs en rouges sont celles prenant en compte le phénomène d'incubation.

Tableau 3.3 Coefficients des droites de régression du lot F
ainsi que les valeurs calculées de H_1 , H_2 , et $t_{1 \rightarrow 2}$

Température (°C)	1 ^{ière} pente $Hv=a*\ln(t)+b$		2 ^{ème} pente $Hv=d*\ln(t)+e$		H_1	H_2	$t_{1 \rightarrow 2}$
	a	b	d	e			
250	-12,32 (-21,4)*	613,96 (651,79)	-7,772	570,29	496 Hv (524 Hv)	501 Hv	14 795 s (396 s)
350	-30,96 (-36,5)	617,72 (632,79)	-6,416	525,95	502 Hv (503 Hv)	469 Hv	42 s (35 s)
450	-45,15	605,01	-6,608	468,79	445 Hv	410 Hv	34 s
550	-62,28	621,49	-8,702	443,83	415 Hv	367 Hv	28 s

* (Les valeurs entre parenthèses correspondent à la prise en compte du phénomène d'incubation)

Tableau 3.4 Coefficients des droites de régression du lot I
ainsi que les valeurs calculées de H_1 , H_2 , et $t_{1 \rightarrow 2}$

Température (°C)	1 ^{ière} pente $Hv=a*\ln(t)+b$		2 ^{ème} pente $Hv=d*\ln(t)+e$		H_1	H_2	$t_{1 \rightarrow 2}$
	a	b	d	e			
250	-12,05 (-36,07)**	630,59 (736,67)	-8,563	594,07	504 Hv (550 Hv)	518 Hv	35 355 s (178 s)
350	-32,11 (-55,68)	625 (682,78)	-8,293	548,01	521 Hv (524 Hv)	474 Hv	25 s (17 s)
450	-61,8	651,11	-9,796	504,96	477 Hv	418 Hv	16 s
550	-72,77	663,42	-10,74	458,67	423 Hv	363 Hv	27 s

** (Les valeurs entre parenthèses correspondent à la prise en compte du phénomène d'incubation)

3.5.3 Équations du «modèle analytique»

Sachant que nous cherchons à exprimer les pentes de perte de dureté sous la forme :

$$HV(t, T)_1 = a(T) \cdot \ln t + b(T) \quad \text{pour la pente 1} \quad (3.7)$$

$$HV(t, T)_2 = d \cdot \ln t + e(T) \quad \text{pour la pente 2} \quad (3.8)$$

il est maintenant possible de décrire tous les résultats précédents grâce aux paramètres suivants :

- pour le lot F :

$$a(T) = -0,1313 * T + 11,184 \quad (3.9)$$

$$b(T) = -0,0946 * T + 671,64 \quad (3.10)$$

$$d = -7,3745 \quad (3.11)$$

$$e(T) = -0,4365 * T + 676,83 \quad (3.12)$$

- pour le lot I :

$$a(T) = -0,1162 * T - 10,092 \quad (3.13)$$

$$b(T) = -0,2514 * T + 784,06 \quad (3.14)$$

$$d = -9,348 \quad (3.15)$$

$$e(T) = -0,4493 * T + 706,13 \quad (3.16)$$

On remarque que le paramètre d varie très peu avec la température, il est alors considéré comme constant.

La Figure 3.13 représente les courbes de ce modèle ainsi que les points expérimentaux pour les deux lots F et I. Les écarts maximums ainsi que la moyenne des valeurs absolues des écarts entre les duretés mesurées et les duretés simulées sont reportés dans le Tableau 3.5 et le Tableau 3.6. On remarque que, globalement, le modèle semble être légèrement plus précis pour la 2^{ème} pente (la moyenne des écarts est inférieure de 4 Hv à celle de la 1^{ère} pente). De plus, les écarts maximums sont aux alentours de ± 30 Hv pour les 2 lots, mais les points concernés par ces extrêmes ne sont que des cas isolés. Enfin, les moyennes des écarts de 8 Hv pour le lot F et de 11 Hv pour le lot I sont assez faibles compte tenu de la précision d'une mesure de microdureté (± 10 Hv).

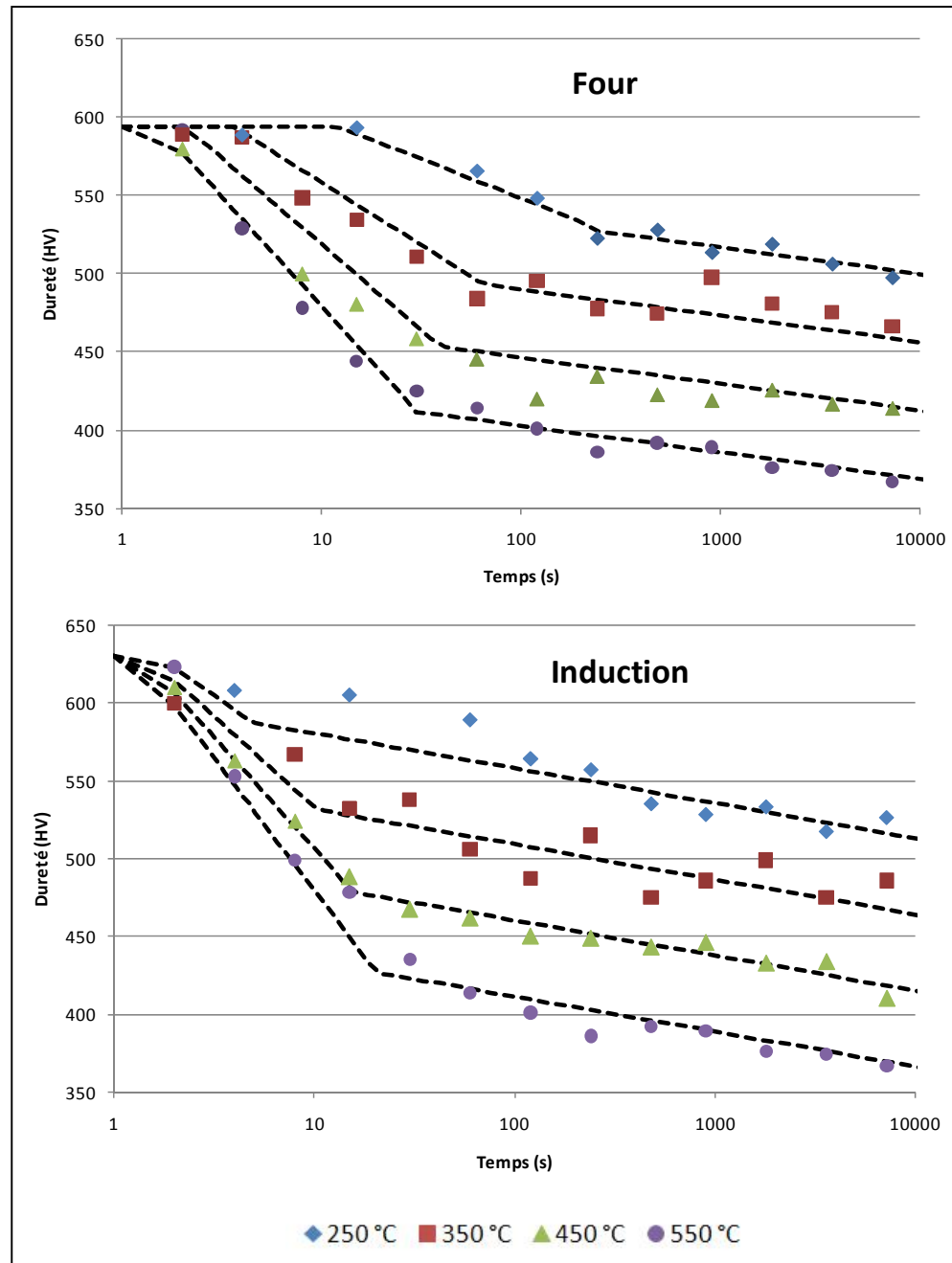


Figure 3.13 Comparaison du «modèle analytique» et des valeurs réelles.

Tableau 3.5 Précision du «modèle analytique» pour le lot F

Four	<i>1ère pente</i>	<i>2ème pente</i>	<i>Les 2 pentes</i>
<i>Écarts maximums</i>	-25 Hv à +15 Hv	-25 Hv à +24 Hv	-25 Hv à +24 Hv
<i>Moyenne des écarts</i>	11 Hv	7 Hv	8 Hv

Tableau 3.6 Précision du «modèle analytique» pour le lot I

Induction	<i>1ère pente</i>	<i>2ème pente</i>	<i>Les 2 pentes</i>
<i>Écarts maximums</i>	-32 Hv à +29 Hv	-26 Hv à +29 Hv	-32 Hv à +29 Hv
<i>Moyenne des écarts</i>	14 Hv	10 Hv	11 Hv

Il a été évoqué précédemment le phénomène d'incubation. La modélisation de ce phénomène est primordiale pour espérer obtenir des résultats cohérents lorsque le revenu de détente par induction sera simulé (temps de revenu de l'ordre de quelques secondes à la minute). Pour mieux décrire ce phénomène d'incubation et l'inclure dans le modèle, une autre description des courbes d'adoucissement est proposée dans le prochain paragraphe. Cette nouvelle approche est basée sur les équations de Johnson-Mehl-Avrami.

3.6 Élaboration du «modèle Johnson-Mehl-Avrami»

3.6.1 Équations des Johnson-Mehl-Avrami

Dans chacune des pentes d'adoucissement, les mécanismes mis en jeu sont gouvernés par la diffusion à l'état solide. Par conséquent, pour chacune des 2 pentes, il est possible d'étudier l'évolution de la dureté en fonction du revenu appliqué en utilisant une équation de la forme de Johnson-Mehl-Avrami (JMA) :

$$f_a = 1 - \exp(-k \cdot t^n) \quad (3.17)$$

avec k une constante pouvant dépendre de la température (*Voir* 3.6.2), t la durée du revenu (s), et n un coefficient dépendant de l'acier et de son état métallurgique (traitements thermiques préalables). f_a est défini comme l'état d'avancement de la transformation, avec $f_a = 0$ correspondant à l'état brut de trempe du matériau, et $f_a = 1$ correspondant à l'état revenu final.

L'état étudié étant la dureté, f_a peut être défini, en fonction de la température, comme (Zhang, 2002) :

$$f_a(T) = \frac{HV - H_0}{H_{min}(T) - H_0} \quad (3.18)$$

avec HV la dureté de l'échantillon étudié, H_0 la dureté initiale de l'échantillon, et $H_{min}(T)$ la dureté minimale que peut atteindre l'échantillon à la température T donnée (soit $H_1(T)$ pour la 1^{ère} pente, ou $H_2(T)$ pour la 2^{ème} pente). Des équations (3.17) et (3.18), on peut alors prédire la dureté du matériau comme suit :

$$HV(T, t) = (H_{min}(T) - H_0) \cdot [1 - \exp(-k \cdot t^n)] + H_0 \quad (3.19)$$

Afin de déterminer les différents paramètres pour chacune des deux pentes, on peut développer l'équation (3.17) comme suit :

$$\ln\left(\frac{1}{1-f_a}\right) = k \cdot t^n \quad (3.20)$$

$$\ln\left(\ln\frac{1}{1-f_a}\right) = n \cdot \ln t + \ln k \quad (3.21)$$

En traçant $\ln\left(\ln\frac{1}{1-f_a}\right)$ en fonction de $\ln t$ pour chaque échantillon, on identifie n comme le coefficient directeur de chaque courbe, et $\ln k$ comme leur ordonnée à l'origine. Cependant, nous allons voir ci-après que le coefficient k n'est pas forcément constant.

3.6.2 Phénomène thermiquement activé

Sur la Figure 3.10 précédente, on remarque que les coefficients directeurs des droites de régression de la 1^{ère} pente (paramètre "a" des Tableau 3.3 et Tableau 3.4) sont proportionnellement linéaires à l'inverse de la température en Kelvin, comme illustré sur la Figure 3.14 pour les deux lots F et I.

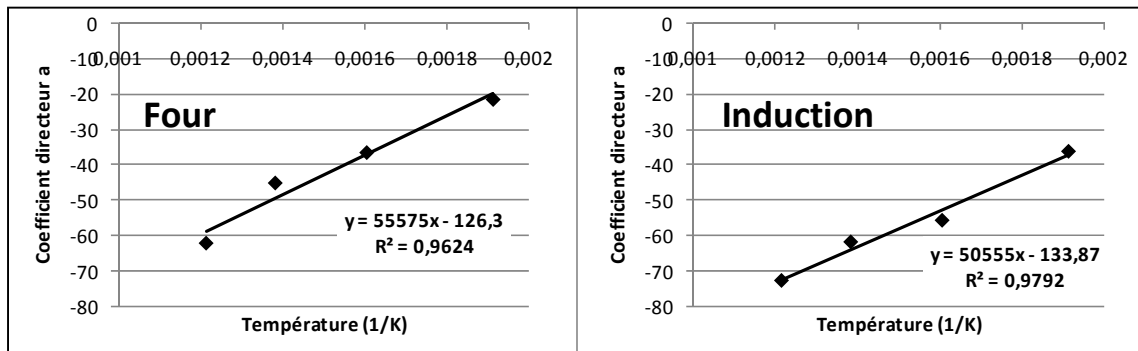


Figure 3.14 Coefficients directeurs des droites de régression de la 1^{ère} pente.

Cette très bonne corrélation permet d'affirmer que cette 1^{ère} pente d'adoucissement est un phénomène thermiquement activé, pouvant s'écrire sous la forme d'une loi d'Arrhenius :

$$k = k_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (3.22)$$

avec k_0 une constante dépendante de la réaction et de même unité que k , Q l'énergie d'activation apparente du phénomène ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$), R la constante des gaz parfaits ($8,314 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$), et T la température du revenu (K). Sur les deux figures ci-dessus, on peut identifier la valeur de $-\frac{Q}{R}$ comme la pente de chaque droite, et connaissant la valeur de R , on peut par conséquent calculer que :

$$Q_{\text{apparent}} = -462 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1} \quad \text{pour le lot F} \quad (3.23)$$

$$Q_{\text{apparent}} = -420 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1} \quad \text{pour le lot I} \quad (3.24)$$

Normalement, Q est toujours positif, et d'une valeur moins élevée, (*Voir* Tableau 3.7), mais il est possible que le phénomène thermiquement activé soit inversement proportionnel à la variable que l'on cherche à décrire.

Tableau 3.7 Exemples d'énergies d'activations pour quelques nuances d'acier
Tirée de (Zhang, 2002)

Auteurs	Acier	Q (J.K ⁻¹ .mol ⁻¹)
Hollomon et Jaffe	Acier faiblement allié à 0,38%C	255 671
Hollomon et Jaffe	Acier faiblement allié à 0,98%C	235 500
Hollomon et Jaffe	Acier faiblement allié à 1,15%C	229 400
Maynier	Acier faiblement allié à moins de 0,8%C	240 350
Jean	X38XrMoV5	246 302

En revanche, le coefficient de la 2^{ème} pente (paramètre "d") reste quasiment constant en fonction de la température : environ -7,5 pour le lot F et environ -10 pour le lot I. Cette constance indique que si la 2^{ème} pente est un phénomène thermiquement activé, elle ne l'est que très faiblement.

Pour la suite de cette modélisation, on considéra alors la 1^{ère} pente le paramètre k comme dépendant de la température, et de la forme de l'équation (3.22). Pour la 2^{ème} pente, le paramètre k sera considéré comme constant.

3.6.3 Application pour le lot I

Sur la Figure 3.15, les données de la première pente du lot I sont tracées. On y retrouve les différents coefficients n et $\ln k$ pour les quatre températures. Or, pour la première pente, nous avons vu que la perte de dureté était un phénomène thermiquement activé pouvant s'écrire sous la forme d'une équation d'Arrhenius. Depuis l'équation (3.22), on peut déduire :

$$\ln k = \ln k_0 - \frac{Q}{R.T} \quad (3.25)$$

En traçant alors $\ln k$ en fonction de $\frac{1}{T}$, on peut graphiquement identifier $-\frac{Q}{R}$ comme le coefficient directeur de la droite, et $\ln k_0$ l'ordonnée à l'origine. Sur la Figure 3.16 et la Figure 3.17, ces différents coefficients sont tracés.

Finalement, on obtient pour la première partie des courbes les coefficients suivants :

$$n(T) = 0,0035.T - 1,4171 \quad (3.26)$$

$$k_0 = 0,003326 \quad (3.27)$$

$$Q_{apparent} = -17,5 \text{ kJ.mol}^{-1}.K^{-1} \quad (3.28)$$

(Nota : on peut remarquer que le coefficient n varie grossièrement entre 0,5 et 2, ce qui voudrait peut-être dire que le type de germination change en fonction de la température.)

Sur la Figure 3.18 sont représentées les valeurs réelles ainsi que les courbes du modèle pour les premières pentes.

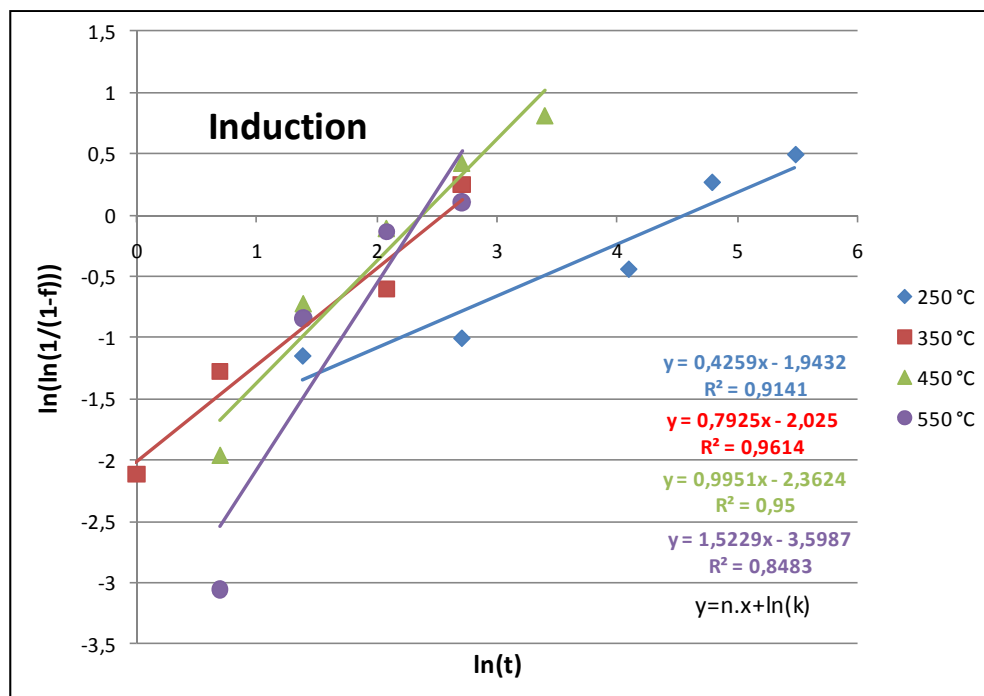


Figure 3.15 Identification graphique de n et de $\ln(k)$ du «modèle JMA» pour la première pente du lot I.

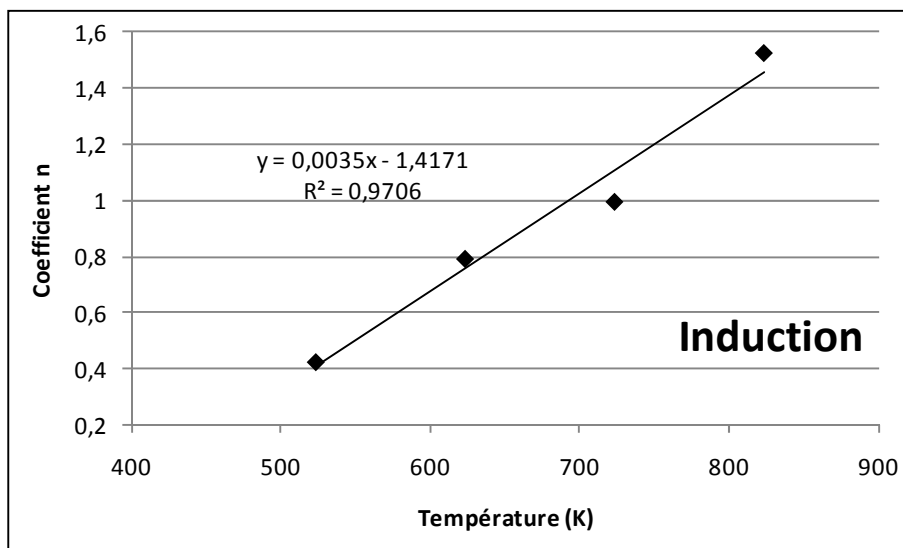


Figure 3.16 $n(T)$ du «modèle JMA» pour la première pente du lot I.

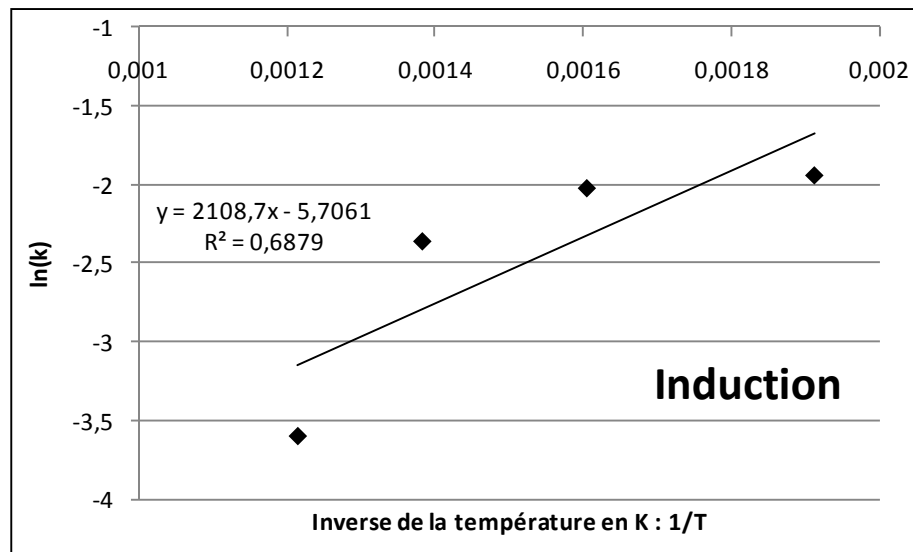


Figure 3.17 Identification graphique de Q et de k_0 du «modèle JMA».

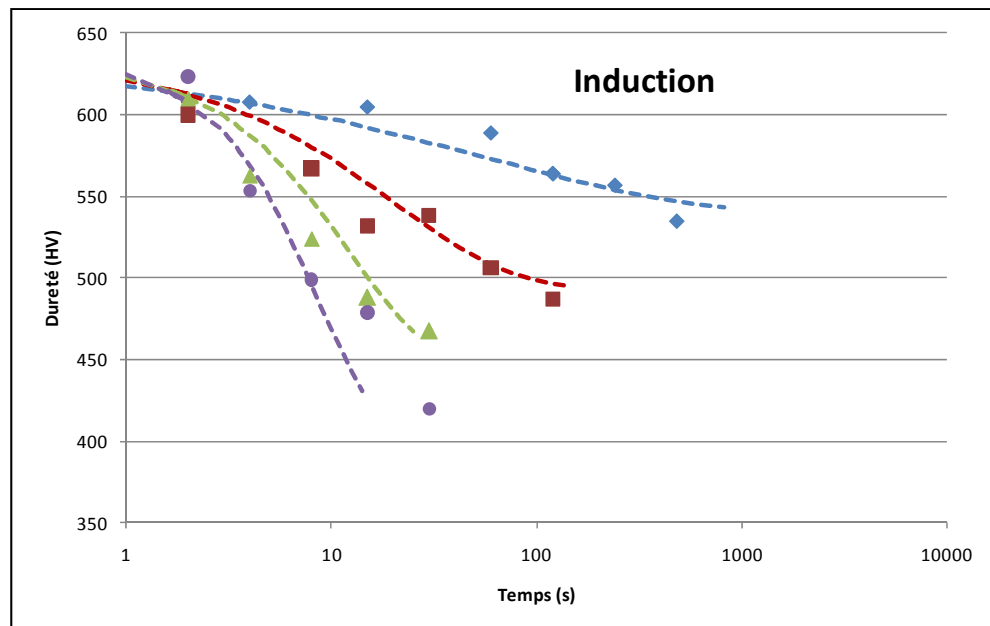


Figure 3.18 Comparaison du «modèle JMA» de la première pente et des valeurs réelles du lot I.

Pour la deuxième pente des courbes d'adoucissement du lot I, les mêmes calculs ont été effectués mais avec un k ne dépendant pas de la température. Les valeurs obtenues sont les suivantes :

$$n = 0,109825 \quad (3.29)$$

$$k = 1,106226 \quad (3.30)$$

Les résultats obtenus sont illustrés sur la Figure 3.19 et la précision du modèle avec ses écarts extrêmes sont reportés dans le Tableau 3.8.

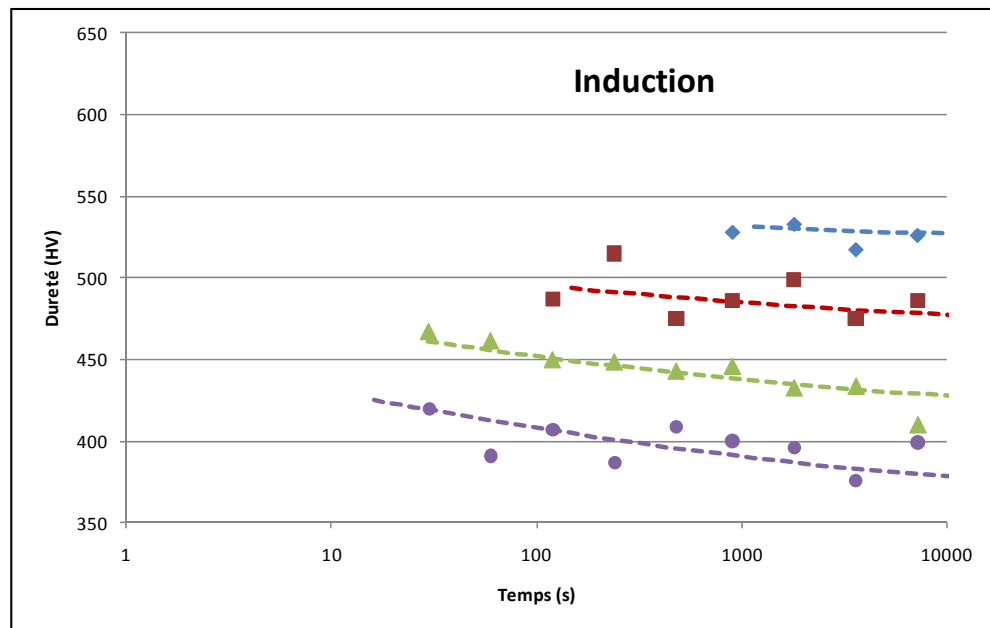


Figure 3.19 Comparaison du «modèle JMA» de la deuxième pente et des valeurs réelles du lot I.

Ces écarts entre le modèle et les mesures présentent quasiment la même précision que le modèle présenté au chapitre 3.5.3.

Tableau 3.8 Précision du «modèle JMA» pour le lot I

Induction	1 ^{ère} pente	2 ^{ème} pente	Les 2 pentes
Écarts maximums	-16 Hv à +26 Hv	-24 Hv à +22 Hv	-24 Hv à +26 Hv
Moyenne des écarts	14 Hv	8 Hv	10 Hv

3.6.4 Application pour le lot F

La même analyse est réalisée sur le lot F, pour la première pente, on obtient les coefficients suivants :

$$n(T) = 0,0032.T - 0,9494 \quad (3.31)$$

$$k_0 = 0,007907 \quad (3.32)$$

$$Q_{apparent} = -5,9 \text{ kJ.mol}^{-1}.K^{-1} \quad (3.33)$$

Les graphes représentant le lot F sont illustrés sur la Figure 3.20, la Figure 3.21 et la Figure 3.22.

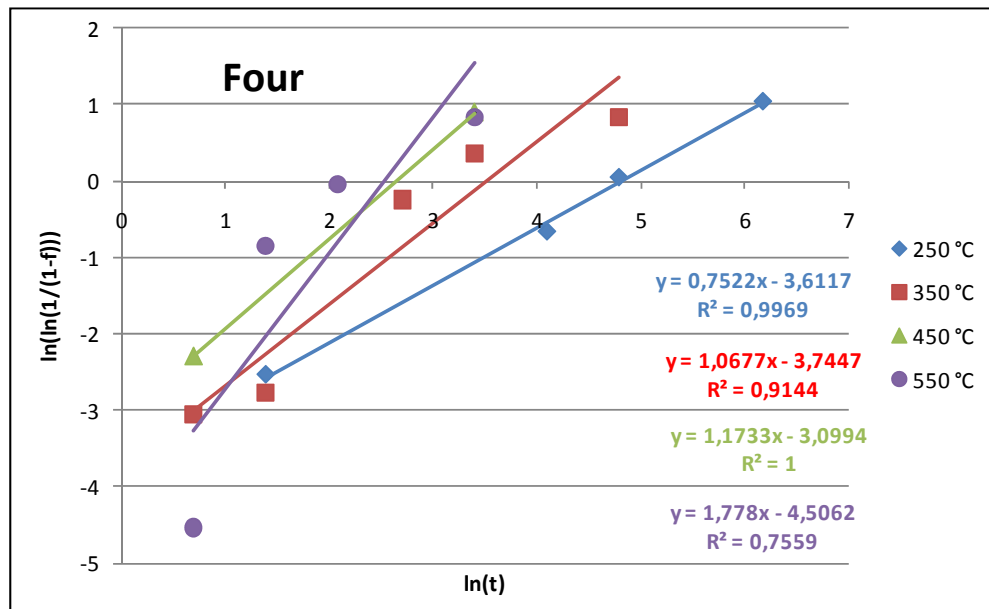


Figure 3.20 Identification graphique de n et de ln(k) du «modèle JMA» pour la première pente du lot F.

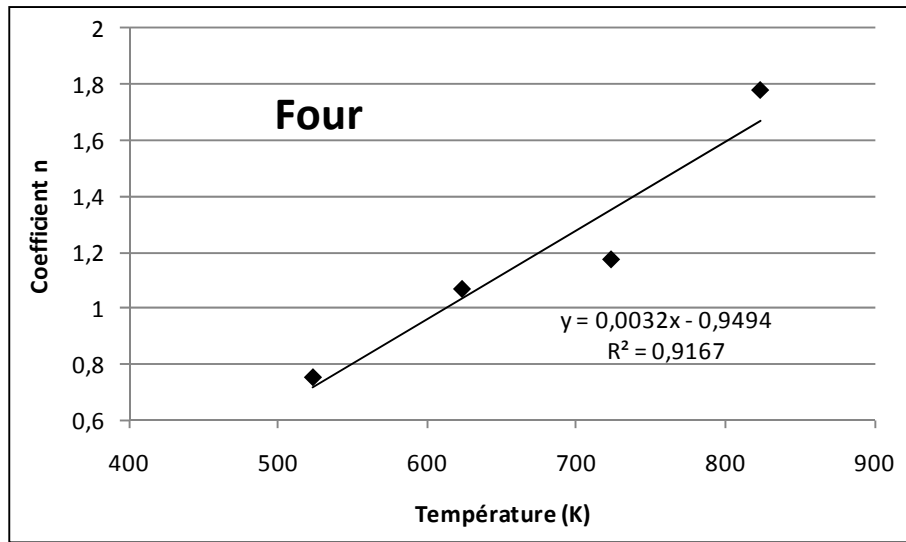


Figure 3.21 $n(T)$ du «modèle JMA» pour la première pente du lot F.

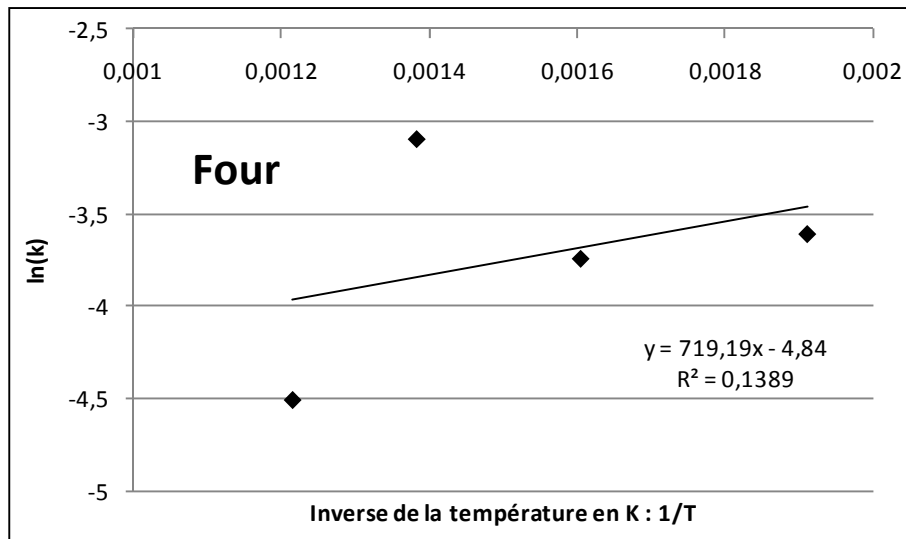


Figure 3.22 Identification graphique de Q et de k_0 du «modèle JMA».

Pour la deuxième pente, on obtient :

$$n = 0,2868 \quad (3.34)$$

$$k = 0,480988 \quad (3.35)$$

La comparaison du modèle avec les valeurs réelles est illustrée sur la Figure 3.23 et les écarts sont reportés dans le Tableau 3.9.

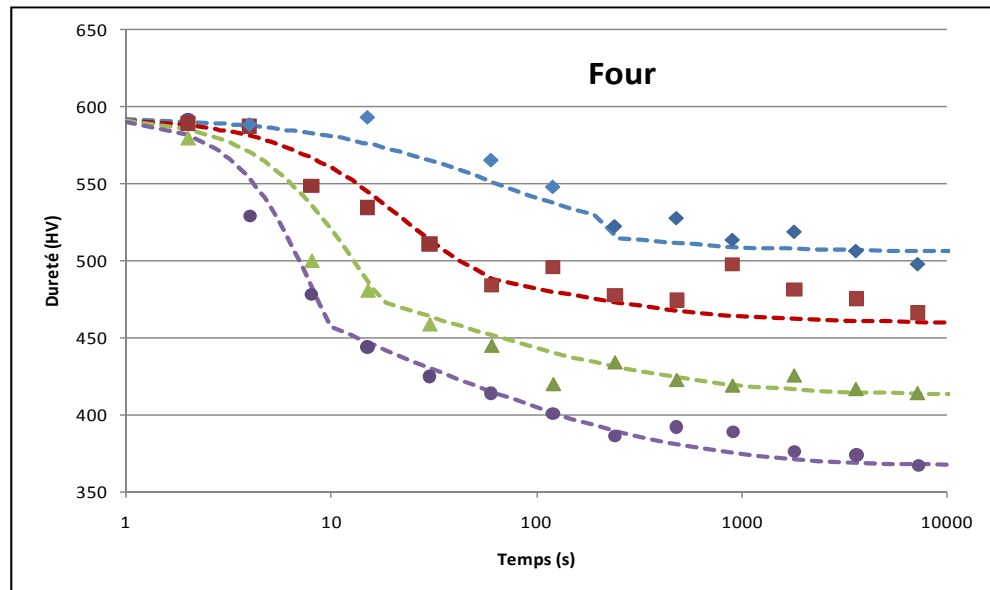


Figure 3.23 Comparaison du «modèle JMA» et des valeurs réelles du lot F.

Comparés au «modèle analytique», les écarts relevés présentent cette fois des valeurs maximales plus éloignées, mais la moyenne des écarts est plus faible.

Tableau 3.9 Précision du «modèle JMA» pour le lot F

Induction	<i>1ère pente</i>	<i>2ème pente</i>	<i>Les 2 pentes</i>
<i>Écarts maximums</i>	-17 Hv à +37 Hv	-33 Hv à +21 Hv	-33 Hv à +37 Hv
<i>Moyenne des écarts</i>	10 Hv	7 Hv	8 Hv

On peut désormais calculer le temps d'incubation prédit par ce modèle. On définit arbitrairement ce temps comme le temps correspond à une perte de dureté équivalente à 12 Hv (2 % de la valeur de dureté initiale du matériau). Les valeurs obtenues pour les quatre températures étudiées sont reportées dans le Tableau 3.10. On remarque que plus la température augmente, plus ce phénomène d'incubation va devenir négligeable. Dans le cas

d'une prédiction de la zone de sur-revenu, ce temps n'aura aucune influence puisque la première pente des courbes ne sera pas utilisée.

Tableau 3.10 Temps d'incubation en fonction
de la température avec le «modèle JMA»

Température (°C)	Temps incubation (s)
250	8,6
350	3,7
450	2,4
550	1,9

3.7 Validité des modèles pour décrire le phénomène de sur-revenu

Ces modèles ont été développés avec des données obtenues par l'expérience. Dû aux limitations imposées par le bain de sel utilisé, l'expérience n'a été menée qu'avec des températures inférieures ou égales à 550 °C. Or, pour la prédiction de la zone de sur-revenu, c'est justement au-dessus de cette température que le comportement de l'acier au revenu nous intéresse. Heureusement, l'analyse des données ci-dessus semble montrer qu'il est possible de décrire les courbes expérimentales avec des modèles dépendants de la température et ainsi de faire une extrapolation pour les températures désirées. Pratiquement, en s'appuyant sur ces observations et avec l'hypothèse qu'il n'y ait pas de changement de comportement de ce matériau à des températures plus hautes, les équations de chacun des trois modèles ci-dessus seront considérées comme valables sur toute la plage de température de 250 °C à Ac_1 .

3.8 Interprétations physiques des courbes de perte de dureté

Interprétations métallurgiques

Nous avons vu dans la revue de littérature que lorsque l'on chauffe de la martensite fraîche, des carbures ϵ commencent à se former dès 100-200 °C (1^{er} stade du revenu). Le carbure Fe_3C , quant à lui, nécessite des températures de revenu plus élevées (3^{ème} stade du revenu).

À l'état initial, les lots F et I sont bruts de trempe, par conséquent, peu de carbures ont pu commencer à précipiter dans ces lots. En revanche, les températures que nous étudions étant supérieures à l'intervalle 100-200 °C, il est très probable que les carbures ϵ précipitent dans les premiers instants de la chauffe, et que le matériau sature rapidement en carbures ϵ (car les températures que l'on utilise sont bien supérieures à 100-200 °C). On peut logiquement supposer que la 1^{ère} pente des courbes d'adoucissement correspond à la formation des carbures ϵ . On a pu remarquer d'ailleurs que plus la température augmente, plus la 1^{ère} pente est importante, et plus le temps $t_{1 \rightarrow 2}$ de transition entre les deux pentes est court. Ceci pourrait être associé à une formation et saturation plus rapide des carbures ϵ à haute température. En revanche, la dureté H_1 de chaque temps de transition devrait être la même, puisque ce temps de transition correspondrait à un état de saturation en carbures ϵ . Or, plus la température est élevée, plus le niveau de dureté H_1 est faible. Cela pourrait impliquer qu'une partie des carbures ϵ se serait déjà transformée en carbures Fe_3C pendant cette 1^{ère} pente.

Une fois le nombre maximal de carbures ϵ atteint, c'est-à-dire à $t_{1 \rightarrow 2}$, on pourrait supposer que l'adoucissement se poursuit avec la précipitation des carbures Fe_3C uniquement (à partir des carbures ϵ et à partir de la matrice). Cela correspond à la 2^{ème} pente. Pour les températures plus élevées que 550 °C à des temps longs (supérieures à une heure), il est possible que ces carbures Fe_3C commencent à croître, mais nous négligerons ce phénomène puisque nous n'étudions que des revenus de temps très courts (ce phénomène est invisible sur nos courbes).

Ces interprétations ne sont qu'hypothétiques et doivent être vérifiées par d'autres moyens d'observations, cependant, nous les considérerons vraies pour le reste de l'étude. On peut les résumer comme ceci :

- pente 1 : martensite α' \rightarrow martensite adoucie α'' + carbures ε + cémentite Fe_3C ,
- pente 2 : martensite adoucie α'' + carbures ε + cémentite Fe_3C \rightarrow ferrite α + cémentite Fe_3C .

(Nota : comme nous l'avons vu à la section 1.3.1, le 2^{ème} stade du revenu correspond à la transformation de l'austénite résiduelle γ_r en cémentite Fe_3C . Or, le calcul du taux d'austénite résiduelle après trempe renvoie une faible valeur, entre 4 % et 6.5 % (les détails du calcul sont reportés en Annexe II). Nous avons par ailleurs mesuré ce taux aux rayons X, et avons obtenu une valeur de 3 %. Ce faible taux d'austénite résiduelle permet d'expliquer qu'il est très difficile de détecter une variation de la dureté due à ce phénomène dans les courbes d'adoucissement, ce qui expliquerait pourquoi on ne distingue clairement que deux pentes pour notre acier.)

Conséquences

D'après cette interprétation des courbes d'adoucissement, il est possible de prédire des pertes de dureté d'un matériau trempé-revenu en ne considérant que la cinétique de la 2^{ème} pente. En effet, lors du revenu de 2 heures à 400 °C (après trempe au four), la teneur en carbure ε a atteint sa saturation, et par conséquent le mécanisme de la 1^{ère} pente a été achevé. Par conséquent, lors de la chauffe par induction, au moment où la zone de sur-revenu reçoit de la chaleur, son adoucissement est censé suivre la cinétique de la 2^{ème} pente de nos courbes (précipitation du carbure Fe_3C et perte de la quadricité de la martensite), les modèles décrivant la 1^{ère} pente ne sont donc pas nécessaires ici. De plus, puisque la zone de sur-revenu possède initialement une microstructure issue d'une trempe après chauffe au four, seuls les modèles décrivant le lot F seront utilisés, puisque ce lot est extrait d'un engrenage réel de PWC.

Néanmoins, la présente étude se veut plus générale et a permis de récolter des données qui ne seront pas exploitées dans ce mémoire. Elles serviront par la suite à prédire la perte de dureté lors de revenu de détente par induction (grâce aux données du lot I), ce traitement étant l'étape suivant une trempe superficielle par induction (et servant à relaxer les contraintes résiduelles internes et peut-être transformer l'austénite résiduelle). Ce revenu s'effectue sur un matériau brut de trempe. De cette façon, les modèles décrivant les 1^{ères} pentes des courbes d'adoucissement seront nécessaires puisque celles-ci ont été obtenues depuis des échantillons bruts de trempe également (*Voir* début du chapitre).

3.9 Conclusion

L'étude des données expérimentales obtenues avec différents paramètres de revenus a permis de développer trois modèles d'adoucissement de la martensite :

1. le «modèle HJ» (*Voir* 3.4 p.68) : ce modèle utilise le paramètre PT (*parameter-tempering*) proposé par (Hollomon et Jaffe, 1945) pour distinguer les points expérimentaux en deux pentes, en supposant que les points appartenant à chacune d'elle appartiennent à des mécanismes d'adoucissement différents. Cette séparation des points a permis d'isoler ceux appartenant à la 2^{ème} pente. Le «modèle HJ» prévoit l'évolution de cette deuxième pente uniquement;
2. le «modèle analytique» (*Voir* 3.5 p. 75) : les deux pentes composant chaque courbe de perte de dureté ont été approximées par des droites de régression (de la forme $HV_T = a \cdot t + b$). L'évolution de ces paramètres a et b en fonction de la température a permis d'élaborer le modèle dit analytique, et n'est basé que sur des observations graphiques;
3. le «modèle JMA» (*Voir* 3.6 p. 82) : la méthode a été la même que pour le modèle précédent, mais en approximant les pertes de dureté par une équation de changement de phase de type JMA. Ce modèle prend en compte le phénomène d'incubation.

Ces trois modèles décrivent les points expérimentaux avec une bonne précision, mis à part quelques points isolés.

Dans le chapitre 4, seule la prédiction de la zone de sur-revenu sera calculée. Par conséquent, on n'utilisera qu'une partie des équations précédentes. Les autres serviront lorsque le revenu d'adoucissement par induction sera simulé. Il a été pris comme hypothèse (*Voir* 3.8 p. 94) que le mécanisme de la 1^{ère} pente a été achevé lors du revenu suivant la trempe initiale de la pièce et précédant le traitement par induction. Cela signifie qu'un adoucissement postérieur à ce revenu devrait suivre la 2^{ème} pente. Nous n'utiliserons donc que les équations de la 2^{ème} pente du lot F pour prédire la zone de sur-revenu. Sur les Figure 3.24, Figure 3.25 et Figure 3.26, chacun des trois modèles a été extrapolé pour des températures supérieures à 550 °C. Les pointillés très fins représentent la continuité de la 2^{ème} pente (en supposant que le mécanisme de la 1^{ère} pente n'existe pas).

Dans le prochain chapitre, une zone de sur-revenu réelle sera prédite à partir de ces trois modèles. Cette zone sera analysée afin de déterminer quel est le meilleur modèle à adopter pour ce type de prédiction.

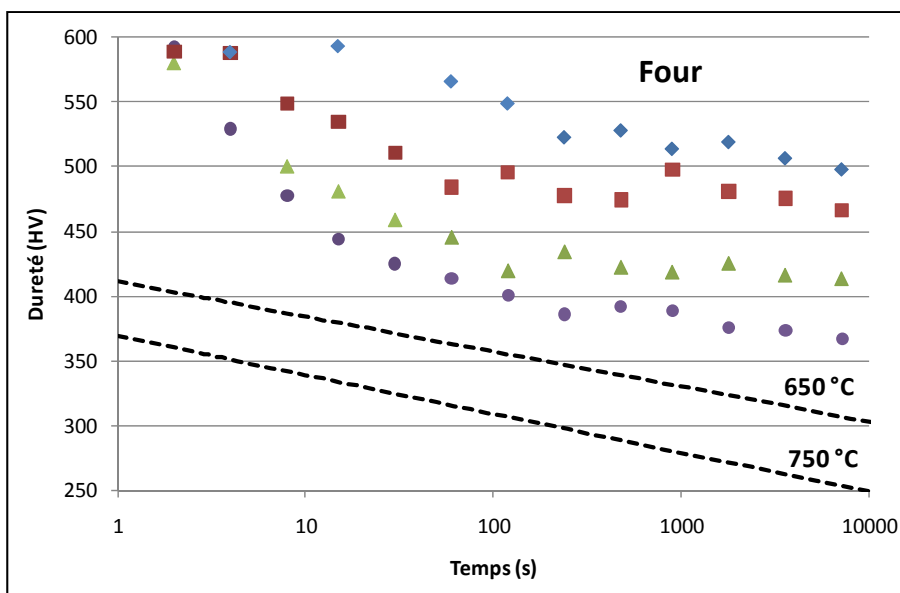
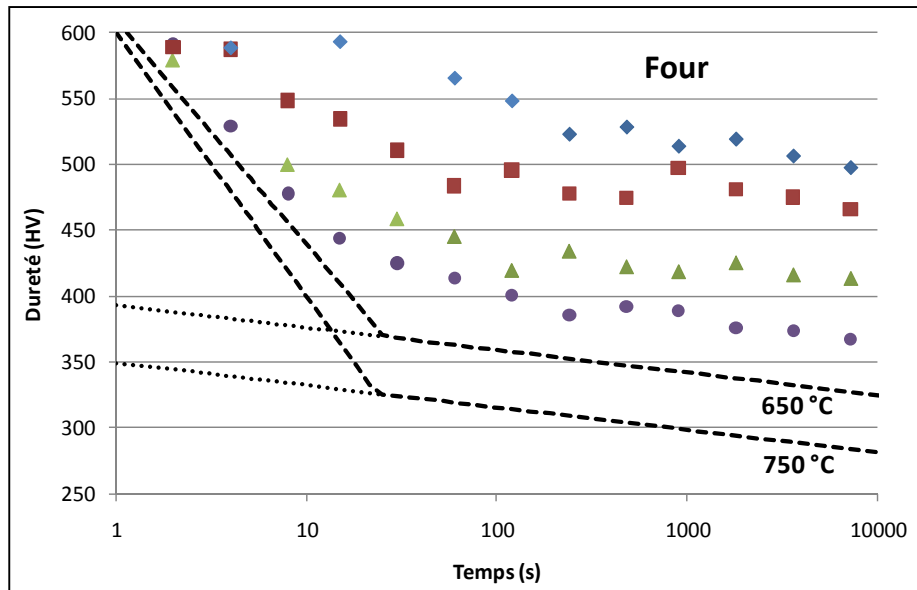
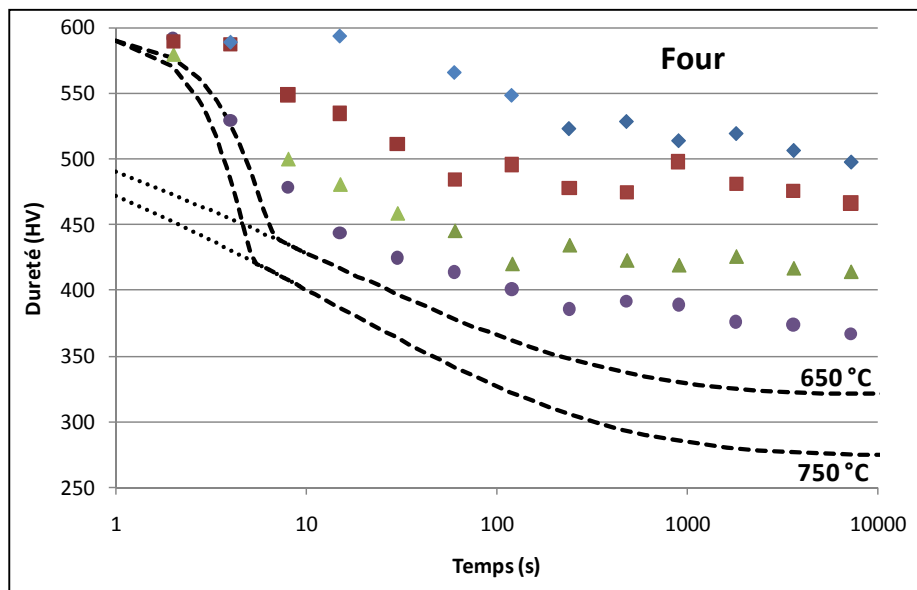


Figure 3.24 Extrapolation du «modèle HJ» pour les hautes températures du lot F.



**Figure 3.25 Extrapolation du «modèle analytique»
pour les hautes températures du lot F.**



**Figure 3.26 Extrapolation du «modèle JMA»
pour les hautes températures du lot F.**

CHAPITRE 4

APPLICATION DE LA LOI CINÉTIQUE

4.1 Introduction

Nous avons vu au chapitre précédent que l'on pouvait décrire la cinétique d'adoucissement de l'acier en utilisant trois modèles simples à mettre en œuvre : le «modèle HJ», le «modèle analytique» et le «modèle JMA». Le but de ce chapitre sera donc d'exploiter ces lois cinétiques afin d'essayer de prédire une chute de dureté en fonction d'un historique thermique. En faisant cela, la zone de sur-revenu lors d'une trempe par induction pourra être calculée directement en fonction de l'historique thermique de toute la pièce (obtenu par simulation numérique).

Au chapitre précédent, nous distinguons sur les courbes d'adoucissement deux pentes distinctes, que nous associons à des stades différents du revenu. Or, du fait que le matériau ait déjà subi un revenu important à 400 °C pendant deux heures, il est supposé que le premier stade du revenu a déjà saturé, et que seul le troisième stade (transformation des carbures ϵ et formation de cémentite Fe_3C) est impliqué dans la perte de dureté du matériau (le deuxième stade de décomposition de l'austénite est négligé dans notre étude). Par conséquent, pour la suite, seule la deuxième pente des courbes d'adoucissement est prise en compte.

4.2 Procédure expérimentale

Afin de confronter la prédiction de la zone de sur-revenu à la réalité, un cylindre plein de diamètre \varnothing 102 mm et de hauteur 7 mm a été utilisé. Ce cylindre a été austénitisé 45 minutes à 850 °C puis trempé dans de l'eau polymérisée à 10 %, et enfin revenu pendant 1h30 à 380 °C afin d'obtenir une dureté dans la masse de 450 Hv.

Ce cylindre a ensuite été induit superficiellement pour obtenir une profondeur trempée Z1 d'environ 1 mm. Pour obtenir ce résultat, le cylindre a subi une chauffe de 0,5 seconde à une puissance de 98 kW dans un inducteur de diamètre Ø 109 mm parcouru par un courant de 198 kHz. Sur la Figure 4.1 est représenté le profil de dureté mesuré au centre du cylindre après la trempe superficielle par induction. La zone durcie Z1 mesure 1 mm, la zone de transition Z2 mesure 0,3 mm et enfin la zone de sur-revenu Z3 mesure 1,1 mm. Ces distances ont été mesurées à mi-hauteur du cylindre. Les calculs qui suivront cherchent à prédire cette zone de sur-revenu Z3.

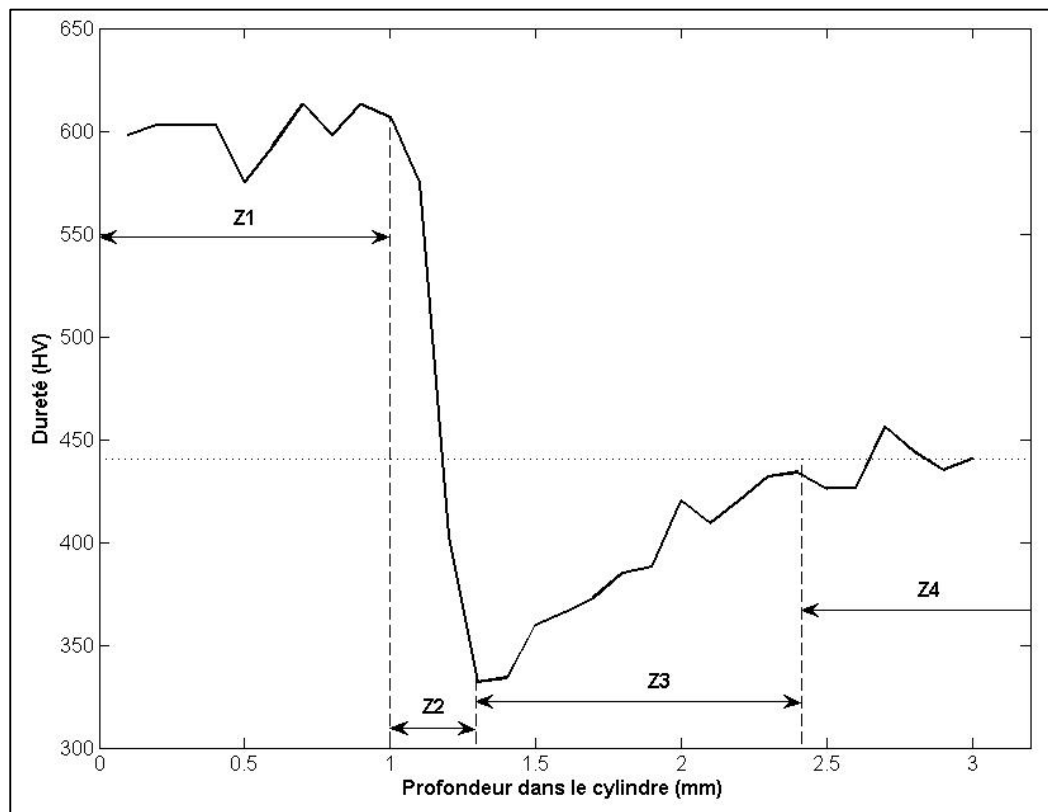


Figure 4.1 Profil de dureté mesuré du cylindre durci superficiellement.

Afin d'obtenir les températures dans le cylindre durant ce traitement, une modélisation par éléments finis couplant l'électromagnétisme et la thermique a été effectuée sur le logiciel Comsol Multiphysics® (Blut, À venir). Le maillage axisymétrique du cylindre est représenté sur la Figure 4.2. Il est composé de 16 771 éléments triangulaires et de 3 215 éléments

quadratiques. Les paramètres du matériau (conductivité thermique λ , capacité calorifique C_p et la conductivité électrique σ) utilisés sont ceux du 4340 (U.S. Department of Defense, 1998). Ces paramètres ne sont pas linéaires et dépendent de la température.

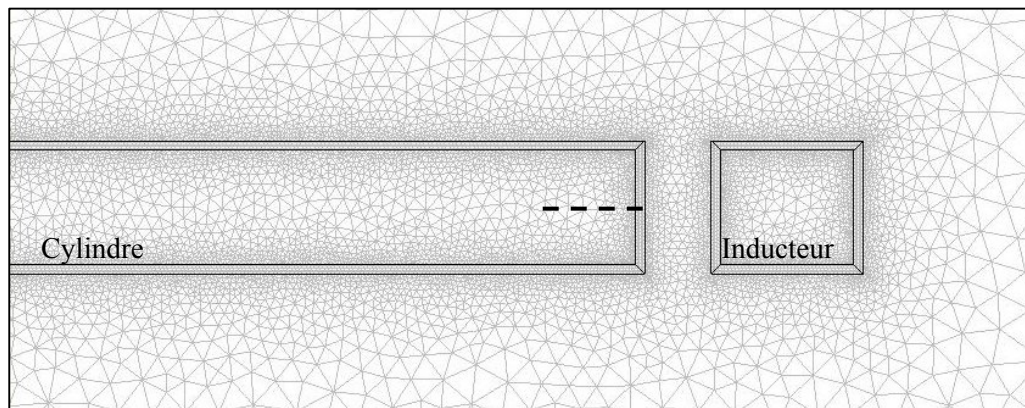


Figure 4.2 Maillage axisymétrique du cylindre et de l'inducteur.

La valeur du courant dans l'inducteur a été ajustée afin d'obtenir une même profondeur durcie que pour le cylindre réel pour une durée de chauffe équivalente. La température A_{c1} de 787 °C a été retenue car elle correspond à une vitesse de chauffe de 814 °C/s (Niewielski *et al.*, 2006). Le maximum de température atteint à 1,3 mm de profondeur simulé doit donc être de 787 °C. Tous les points entre 0 et 1,3 mm sont donc considérés comme transformés, et ne nous intéressent pas. Seuls les points plus profonds que 1,3 mm sont utilisés pour cette étude. Les différents historiques thermiques des points extraits sous la surface sont tracés sur la Figure 4.3.

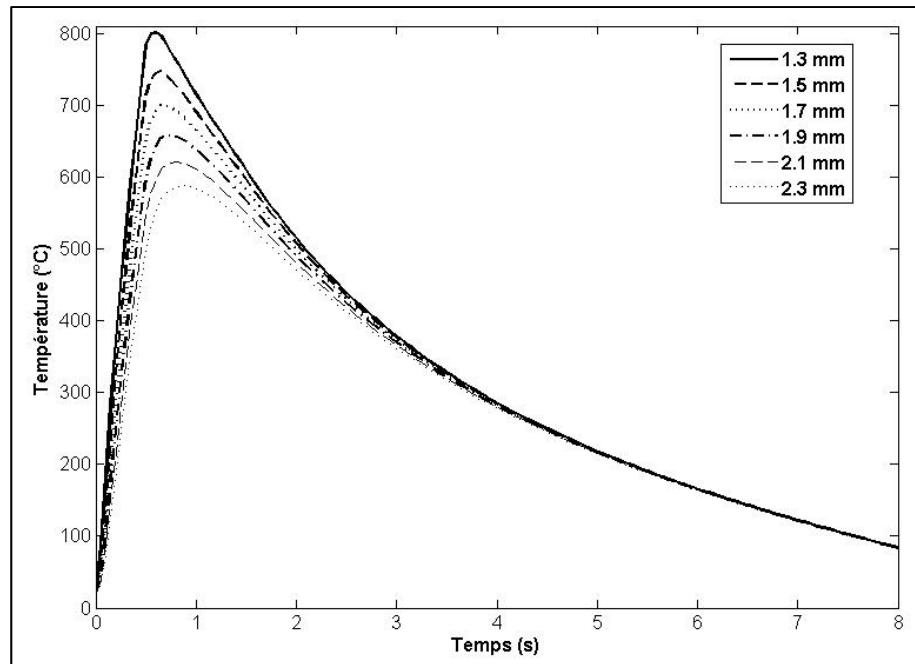


Figure 4.3 Historiques thermiques à différentes profondeurs obtenus par modélisation par éléments finis.

4.3 Discrétisation de l'historique thermique

Comme expliqué au paragraphe 1.3.2, il est nécessaire de discrétiser l'historique thermique que l'on veut étudier en petits pas de temps. Pour chacun de ces pas, une perte de dureté est calculée en fonction de l'état de dureté du pas précédent ainsi que de la température moyenne du pas étudié.

Sur la Figure 4.4, la courbe foncée représente un historique thermique quelconque permettant d'illustrer la démarche. La durée totale de ce cycle est divisée en i pas de temps Δt égaux. À chacun d'eux est associée une température T_i . Par exemple, pour le premier pas de temps compris entre t_0 et t_1 , la température prise en compte est T_1 , température moyenne de $T(t_0)$ et de $T(t_1)$.

À l'aide des trois modèles d'adoucissement du chapitre précédent, la nouvelle dureté obtenue après un temps Δt à la température T_i est calculée. Cette étape est répétée pour chacun des

pas de temps. La dureté obtenue à la fin de ce processus est considérée comme la dureté finale obtenue à l'issue du traitement thermique.

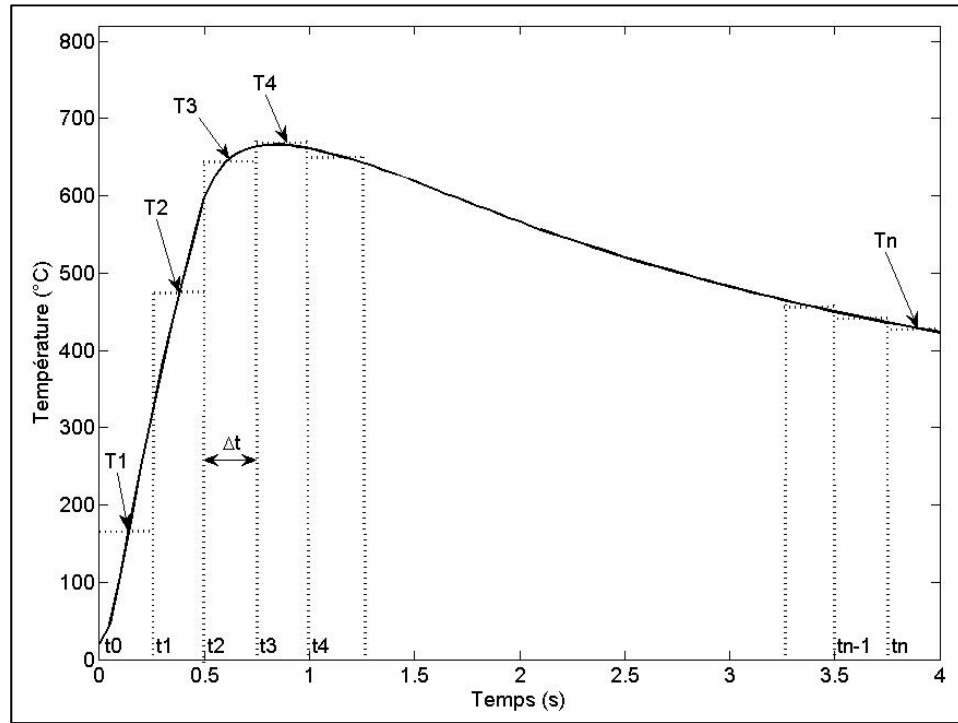


Figure 4.4 Discretisation d'un cycle de chauffe anisotherme.

Pour rappel, voici les trois modèles qui vont être utilisés dans cette étude (un exemple de courbes résultantes de ces équations se retrouve sur les Figure 3.24, Figure 3.25 et Figure 3.26 à la fin du chapitre précédent) :

$$HV(T, t) = r. [(T + 273). (C + \log t)] + s \quad (4.1)$$

pour le «modèle HJ»

$$HV(T, t) = d. \ln t + e(T) \quad (4.2)$$

pour le «modèle analytique»

$$HV(T, t) = (H_2(T) - HV_0). [1 - \exp(-k. t^n)] + HV_0 \quad (4.3)$$

pour le «modèle JMA»

Les étapes du calcul pour chaque pas de temps sont illustrées sur la Figure 4.5. La droite représente la courbe d'adoucissement $HV(T_i, t)$, correspondant à la température T_i . Sur l'échelle de dureté à gauche, la dureté initiale $HV(t_i)$ au début du cycle thermique est reportée. On appelle t_{equi} (comme temps équivalent) le temps qui aurait été nécessaire pour atteindre cette dureté initiale si le matériau avait été chauffé à la température T_i , c'est-à-dire tel que :

$$HV(T_i, t_{equi}) = HV(t_0) \quad (4.4)$$

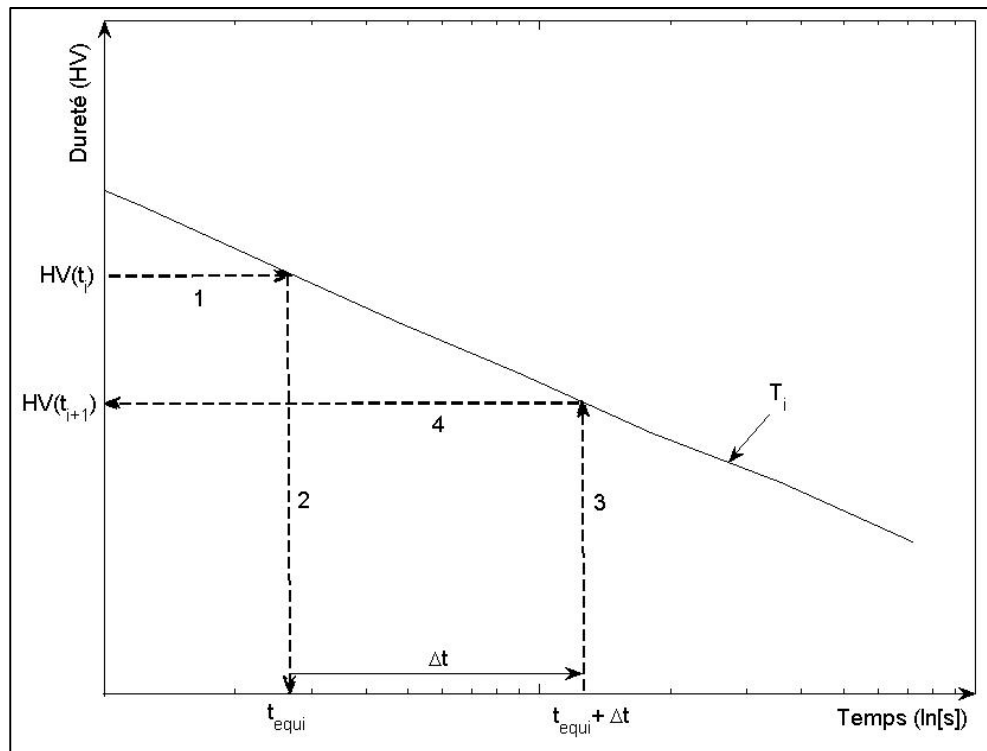


Figure 4.5 Méthode de calcul de la perte de dureté pour le premier pas de temps.

Les flèches 1 et 2 représentent la façon dont est calculé ce temps équivalent t_{equi} pour la première étape du calcul. De manière plus générale. L'expression de t_{equi} est la suivante :

$$t_{equi} = 10^{\left(\frac{HV_i - s}{r \cdot (T_i + 273)} - C\right)} \quad \text{pour le «modèle HJ»} \quad (4.5)$$

$$t_{equi} = \exp\left(\frac{HV_i - e(T_i)}{d}\right) \quad \text{pour le «modèle analytique»} \quad (4.6)$$

$$t_{equi} = \left[\frac{-\ln\left(\frac{HV_i - H_0}{H_2(T_i) - H_0}\right)}{k} \right]^{\frac{1}{n}} \quad \text{pour le «modèle JMA»} \quad (4.7)$$

Pour calculer la dureté atteinte après la chauffe à la température T_i et durant un temps Δt , il faut ajouter le pas de temps Δt au temps t_{equi} , puis reporter ce temps sur la courbe d'adoucissement pour connaître la nouvelle dureté atteinte (flèches 3 et 4). On a alors, pour chaque pas de temps :

$$HV_{i+1} = HV(T_i, t_{equi} + \Delta t) = r \cdot [(T_i + 273) + \log(t_{equi} + \Delta t)] + s \quad (4.8)$$

pour le «modèle HJ»

$$HV_{i+1} = HV(T_i, t_{equi} + \Delta t) = d \cdot \ln(t_{equi} + \Delta t) + e(T_i) \quad (4.9)$$

pour le «modèle analytique»

$$HV_{i+1} = (H_2(T_i) - H_0) \cdot [1 - \exp(-k \cdot (t_{equi} + \Delta t)^n)] + H_0 \quad (4.10)$$

pour le «modèle JMA»

Ce calcul est répété pour tous les pas de temps qui composent le cycle thermique entier. La dureté finale calculée correspond à la dureté résultant de tout le cycle thermique.

Cependant, comme nous l'avons vu à la section 3.2, il peut être supposé que quel que soit le cycle de chauffe subi par la zone de sur-revenu (qui est une microstructure trempée-revenue), les températures inférieures à 550°C n'ont aucun effet. Il est donc possible, afin d'alléger les calculs, de les négliger.

4.4 Résultats

Grâce aux historiques thermiques obtenus par simulation, et en fonction des équations présentées à la section précédente, les calculs des paramètres d , $e(T)$, $H_2(T)$, n et k , puis le calcul des valeurs de t_{equi} et HV_i pour chaque pas de temps sont effectués dans un tableur. Un exemple de calcul pour le point à 1,3 mm de profondeur et pour les 2,25 premières secondes de chauffe est montré en Annexe III.

Modèle HJ

Les duretés calculées à partir du «modèle HJ» ont été reportées sur la Figure 4.6. Les duretés réelles mesurées sont représentées par les points noirs. On peut voir qu'avec une valeur de C de 14,44, la prédiction de dureté est surestimée. En revanche, en changeant cette valeur, et en prenant une valeur de 15,3, on se rend compte que le modèle corrèle bien avec la réalité. Cependant, il n'est pas possible de savoir si cette valeur de C peut prédire de bonnes duretés dans toutes les situations. Une optimisation de cette valeur pourrait être imaginée par la suite, lorsque l'on disposera de beaucoup de simulations comparables à la réalité.

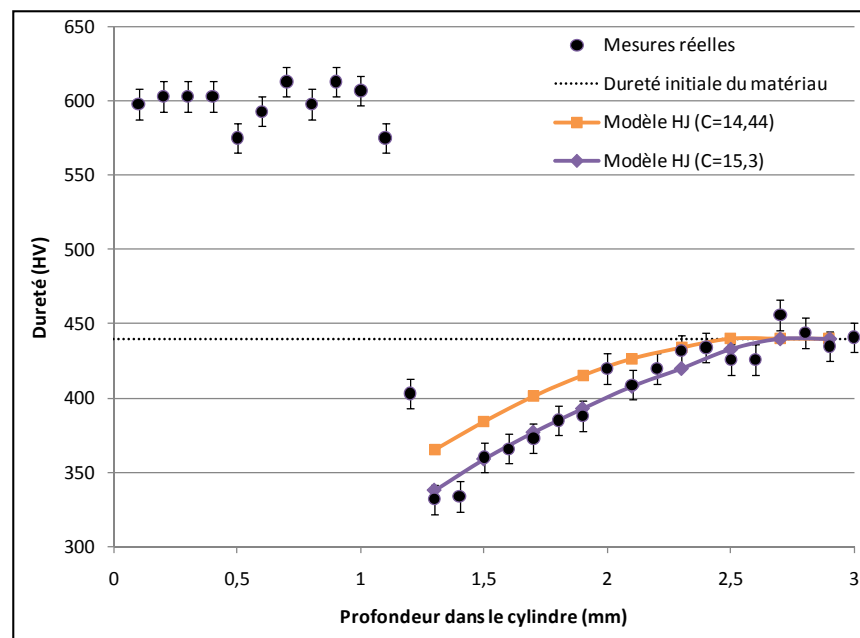


Figure 4.6 Prédiction de la zone de sur-revenu du cylindre avec le «modèle HJ».

Modèle analytique

Sur la Figure 4.7, on retrouve les mêmes calculs mais avec le «modèle analytique», qui semble donner de très bons résultats.

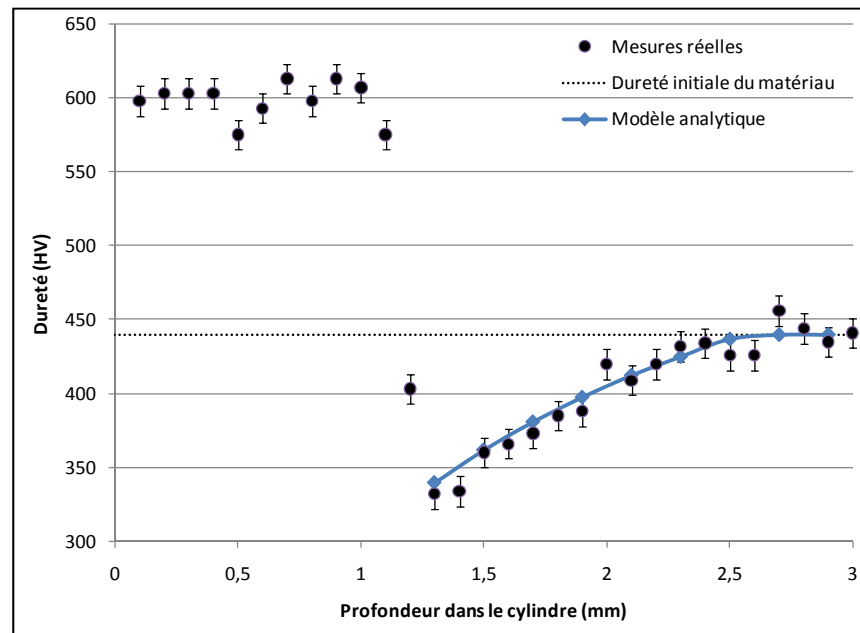


Figure 4.7 Prédiction de la zone de sur-revenu du cylindre avec le «modèle analytique».

Modèle JMA

Les résultats pour le «modèle JMA» sont illustrés sur la Figure 4.8. Seule la deuxième pente des abaques d'adoucissement a encore été utilisée. La corrélation entre duretés réelles et calculées paraît bien moins bonne. Cela montre que ce modèle semble s'extrapoler moins bien aux hautes températures.

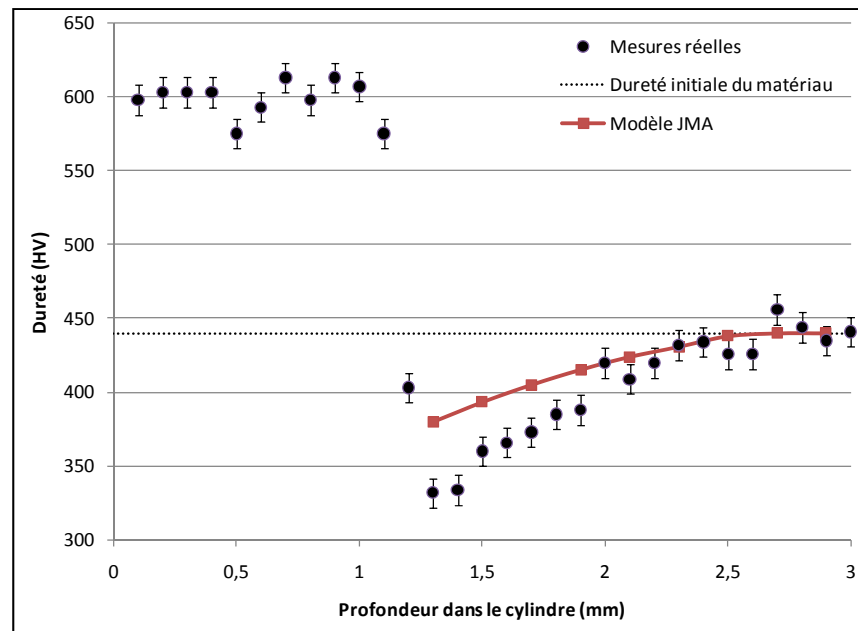


Figure 4.8 Prédiction de la zone de sur-revenu du cylindre avec le «modèle JMA».

Comparaison

Sur les très nombreux profils de dureté mesurés à la surface d'échantillons induits dans notre laboratoire, la variation de dureté observée était régulière. Cela permet d'affirmer que les duretés réelles aux profondeurs de 1,4 mm et 2 mm semblent être des erreurs de mesures car elles ne se situent pas dans la continuité du profil de dureté auquel elles appartiennent.

Sur la Figure 4.9, pour les duretés calculées à partir du «modèle analytique», on remarque qu'elles se situent toutes (mis à part les deux profondeurs citées ci-dessus) dans l'intervalle d'erreur de mesure du microduromètre, c'est-à-dire que les écarts entre la prédiction et la réalité ne dépassent pas 10 Hv. Cependant, on remarque, pour les profondeurs allant de 1,3 mm à 1,9 mm (celles qui ont subi de hautes températures), que le modèle surestime légèrement la dureté, alors qu'il sous-estime très légèrement celle des profondeurs entre 2,2 mm et 2,3 mm, mais les écarts de dureté sont tellement minimes qu'il est difficile d'en tirer des conclusions fiables.

Pour les duretés calculées à partir du «modèle JMA», les écarts entre prédiction et réalité atteignent 50 Hv, ce qui veut dire que ce modèle sous-estime grandement l'influence des hautes températures dans l'adoucissement de cet acier.

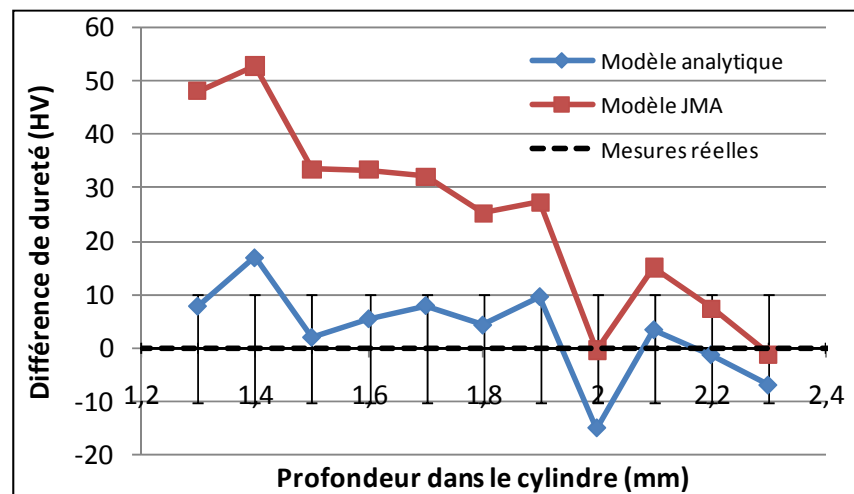


Figure 4.9 Variations entre les duretés prédites et mesurées.

4.5 Discussion

Les courbes de température utilisées sont issues d'une modélisation par éléments finis. Lors de cette simulation, certains paramètres sont simplifiés afin d'alléger le calcul, et certains phénomènes sont négligés car mal-compris ou trop difficile à intégrer dans les calculs avec nos connaissances actuelles. Le modèle éléments finis ne donne donc pas forcément un historique thermique fiable de la pièce. L'idéal serait de mesurer les vraies températures lors de la chauffe par induction afin d'utiliser des historiques thermiques plus proches de la réalité.

Sur la Figure 3.2 a) de la page 65, nous présentons les courbes d'adoucissement du lot TR qui avaient une dureté de base de 415 Hv. Les revenus à des températures de 250 °C à 450 °C n'avaient aucune influence, alors que pour 550 °C, une légère perte de dureté était remarquée pour les temps longs. Sur la Figure 4.10, cette courbe d'adoucissement à 550 °C a été reportée (points noirs). Les calculs de prédiction de dureté ont été effectués avec le modèle

issu du lot F, mais en prenant en compte les paramètres de revenu (550 °C pendant 1 seconde à 2 heures) subis par les échantillons du lot TR. Les valeurs obtenues via le «modèle analytique» sont reportées en bleu sur la figure. On remarque alors la cohérence de ce modèle puisqu'à quelques Hv près, il prédit la dureté réelle des échantillons. Dans tous les cas, les écarts de dureté restent dans la marge d'erreur des mesures de dureté.

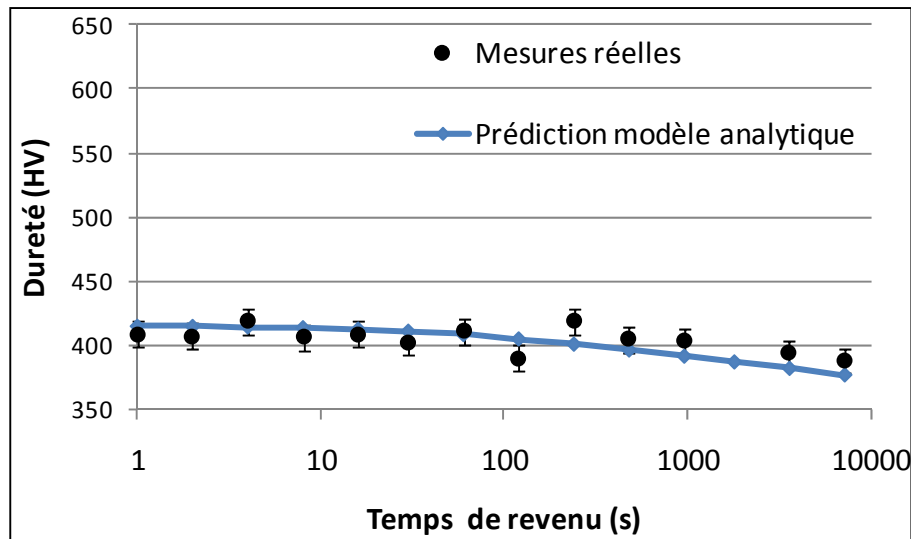


Figure 4.10 Comparaison de l'adoucissement calculé et réel du lot TR à 550 °C.

4.6 Conclusion

Les résultats obtenus corréleront très bien avec la réalité pour le «modèle analytique» et pour le «modèle HJ» si l'on modifie arbitrairement le paramètre C. Cependant, les écarts, bien qu'existants et minimes, permettent de se faire une bonne idée de l'ampleur de la zone de sur-revenu. Pour le «modèle HJ», une optimisation empirique du paramètre C reste nécessaire. Quant au «modèle JMA», la corrélation entre les pertes de duretés simulées et mesurées dans la zone de sur-revenu n'est pas concluante et ce modèle n'est donc pas recommandé pour cette application.

La simulation par éléments finis du procédé de trempe par induction n'étant pas encore finalisée (dans notre groupe de recherche), nous disposons de peu de simulations de chauffe de pièces réelles. De plus, la technique de mesure de température par thermocouple n'ayant pas encore abouti, on ne peut pas encore obtenir d'historique thermique de cette façon. C'est pourquoi les modèles présentés ci-dessus n'ont pas été testés dans d'autres situations de chauffe. Dès que ces deux techniques d'obtention des températures seront complètement opérationnelles, de nombreuses simulations devraient être mises en œuvre afin de consolider les modèles.

CHAPITRE 5

PERTES DE DURETÉ EN SERVICE D'UNE DENT D'ENGRENAGE

Ce chapitre est indépendant de ce que nous avons vu précédemment. Il répond à une problématique qui s'était posée au début du projet. Les manipulations et les mesures ont été effectuées par le stagiaire Simon Puichaud (Puichaud *et al.*, 2008), mais ici les résultats seront discutés avec le recul de l'étude précédente.

5.1 Introduction

La température actuelle dans les moteurs de PWC varie entre 93 °C (200 °F) et 135 °C (275 °F), dépendamment du modèle. Actuellement, cette limite haute est dictée en partie par les matériaux utilisés pour certaines pièces du moteur, mais aussi par le fait que les engrenages cimentés subissent une perte de dureté lorsqu'ils sont exposés à des températures de 150 °C (302 °F) et plus. Une augmentation notable de la température de fonctionnement des moteurs s'accompagnerait, d'un point de vue conception mécanique, d'une réduction du système de refroidissement, ce qui impliquerait un gain de poids et de place pour le réacteur.

Actuellement, les engrenages composant ces moteurs sont superficiellement durcis par cémentation, en injectant du carbone dans le matériau à haute température, puis en le trempant. Par conséquent, lorsqu'une pièce cimentée est exposée à la température élevée d'un moteur, le gradient de pourcentage du taux de carbone entraîne une diffusion des atomes de celui-ci de la surface vers le cœur de la pièce (qui a un taux de carbone moindre) (Association technique de traitement thermique, 2004), ce qui provoque une perte de dureté en surface (car la dureté maximale d'un acier est principalement liée à son taux de carbone). De plus, la martensite qui compose le matériau s'adoucit, la pièce cimentée subit alors deux phénomènes de perte de dureté cumulés. Dans le cas d'un acier trempé après chauffe par induction, seul le phénomène d'adoucissement de la martensite est présent (*Voir* les chapitres précédents). Par ailleurs, la martensite obtenue à partir de ces deux procédés est différente. La microstructure obtenue après la cémentation est plus grossière que celle après induction.

Tous ces éléments amènent à penser que ces deux traitements de durcissement superficiel ne vieillissent pas thermiquement de la même façon. Le but de l'expérience est de déterminer s'il existe une différence entre les cinétiques de vieillissement d'un acier cémenté et d'un acier trempé après chauffe par induction. Cela permettra de savoir si un engrenage induit réagira mieux à une augmentation de température des moteurs.

5.2 Procédure expérimentale

5.2.1 Principe

Afin de comparer leur vieillissement, des prélèvements sont effectués sur une roue dentée cémentée, et une roue dentée induite. Les deux roues ont la même géométrie de base, et sont composées d'AMS 6414. Les échantillons ainsi obtenus (c'est-à-dire des dents d'engrenage) sont plongés dans un bain d'huile à une température constante proche des températures d'utilisation possible d'un moteur (la température est contrôlée toutes les 12 heures à l'aide d'un thermocouple). Pour chaque température étudiée, les échantillons sont posés sur une plaque métallique qui est immergée dans le bain. Cette plaque permet de démarrer au même instant la chauffe de tous les échantillons. Au fur et à mesure du temps, les échantillons concernés sont retirés du bain, puis nettoyés. Leur profil de dureté est alors mesuré afin de documenter la perte de dureté associée au traitement reçu.

5.2.2 Historique des roues utilisées

La roue induite a subi une chauffe par induction suivie d'une trempe, avec des paramètres inconnus, mais le profil de dureté en creux de dent respecte la norme PWC. La roue cémentée a également reçu son traitement avec des paramètres inconnus. Le profil initial de chaque procédé est illustré sur la Figure 5.1. On remarque que les échantillons cémentés sont très durs en surface, et que leur dureté diminue progressivement avec la profondeur. Ceci est dû au gradient de taux de carbone entre la surface et le cœur de l'échantillon. Pour l'acier

induit, on reconnaît le palier de dureté typique en surface, puis une chute rapide, et enfin une zone de sur-revenu. Ces deux roues ont une dureté à cœur quasi similaire d'environ 375 Hv.

Pour l'expérience, on suppose que tous les échantillons, pour un même procédé, ont le même profil de dureté initial (celui de la figure). Pour la suite, les profils seront toujours mesurés en creux de dent car le positionnement exact de l'indenteur y est plus aisé.

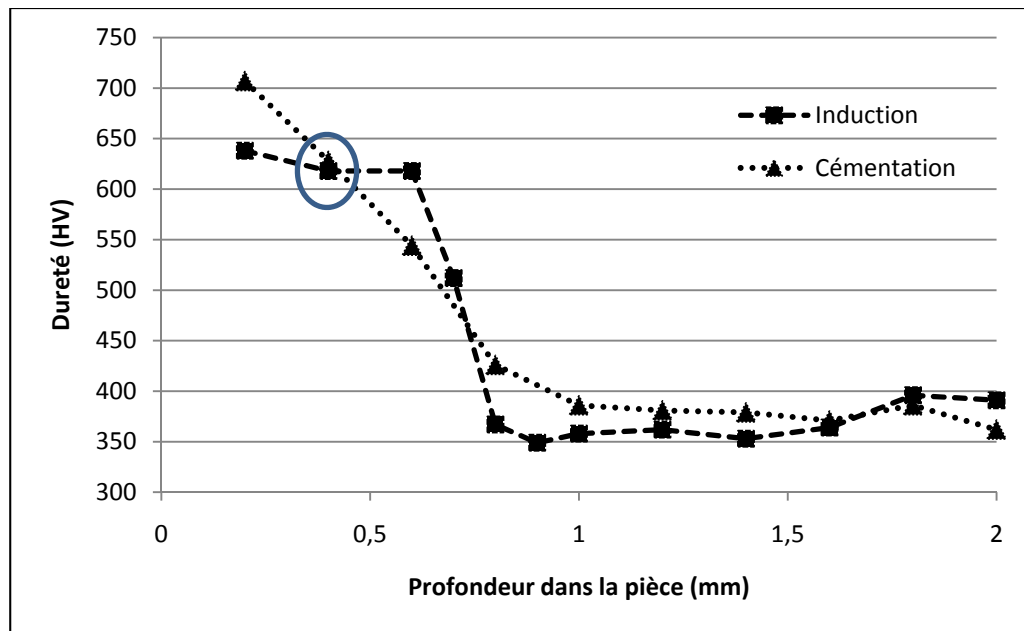


Figure 5.1 Profils de dureté initiaux et servant de référence.

5.2.3 Huile utilisée

L'huile fournie par PWC (celle utilisée dans les moteurs actuels) comporte des caractéristiques qui se dégradent au-delà de 150°C. Cependant, afin de réduire la durée de l'expérience, une température supérieure de chauffe est nécessaire pour accélérer les mécanismes métallurgiques en présence. Une huile végétale avec une température d'auto inflammation supérieure à 200°C est donc utilisée. Il s'agit d'une huile de palme (*Voir* caractéristiques en Annexe IV). Il est à noter que l'utilisation de ces hautes températures est purement expérimentale, car les moteurs n'auront jamais une température de fonctionnement aussi élevée.

5.2.4 Préparation des échantillons

Les échantillons sont coupés directement sur les roues et leur nombre est limité par le nombre de dents sur celles-ci, soit 24 dents pour la cémentation, et 24 dents pour l'induction. Chaque échantillon suit un cycle de polissage manuel à partir d'un grain de 240 jusqu'à 1 μm . Un numéro est poinçonné à la base de chacun d'eux afin d'assurer un meilleur suivi. Les deux types d'échantillons préparés et attaqués chimiquement sont représentés sur la Figure 5.2. On peut voir que l'échantillon cémenté possède une couche durcie très régulière, alors que l'échantillon induit respecte une certaine tolérance en creux de dent, puis est plus disparate vers le haut des dents.

Les numéros de références se présentent sous la forme "XXX Y Z", avec XXX désignant la température de traitement que l'échantillon doit subir (en $^{\circ}\text{C}$), Y une lettre liée au traitement antérieur de l'échantillon (C pour cémentation, I pour induction), et Z un chiffre désignant l'ordre dans lequel les échantillons sont prélevés durant l'expérience.

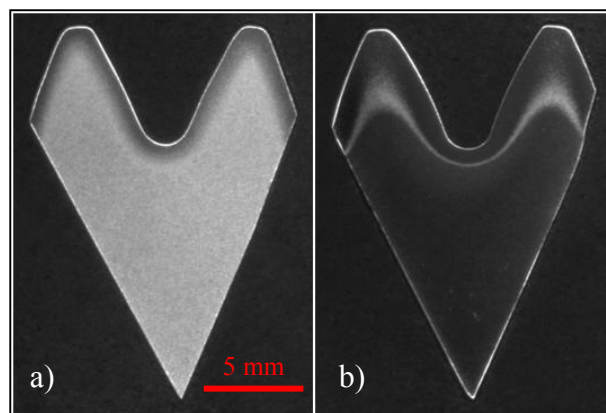


Figure 5.2 Aspects des échantillons (nital 5%)
a) Cémentés, b) Induits.

5.2.5 Choix des paramètres de temps et de températures

En dessous de 100 $^{\circ}\text{C}$, l'influence de la température est trop minime pour pouvoir observer une quelconque chute de dureté (*Voir les stades du revenu en 1.3.1 page 38*). Au-delà de 200

°C, les mécanismes d'adoucissement peuvent changer et ce domaine de plus haute température n'entre plus dans le cadre de l'étude des pertes de dureté en service. L'étude est donc limitée aux quatre températures suivantes : 100 °C, 150 °C, 175 °C et 200 °C.

Pour les temps, la plus grande durée est préférable, nous fixons alors la durée maximale de l'expérience pour chaque température à environ un mois. Il a été choisi de prélever un échantillon à 1, 2, 4, 8, 16, et 32 jours, de façon quasi logarithmique pour les mêmes raisons que l'expérience du chapitre 3. Toutes les mesures de dureté utilisées par la suite sont reportées en annexe V.

5.3 Résultats

5.3.1 Cinétique d'adoucissement à température constante

Seuls les résultats obtenus avec la température de 200 °C sont présentés car les variations de dureté entre les deux procédés sont les plus importantes à cette température, il est donc plus aisé de les comparer. Cependant les données pour les autres températures sont disponibles dans le rapport de Puichaud (Puichaud *et al.*, 2008).

Les duretés mesurées après une chauffe à 200 °C sur les échantillons cimentés sont représentées sur la Figure 5.3. On remarque encore (*Voir* chapitre 3) que la majeure partie de la perte de dureté se fait dans les premiers jours, en surface comme en profondeur (jusqu'à 0,6 mm). La chauffe de 32 jours à cette température a échoué pour des problèmes techniques dus à l'huile.

Les duretés mesurées pour une même température de 200 °C mais sur les échantillons induits sont représentées sur la Figure 5.4. Cette fois on peut remarquer qu'une perte de dureté est notable à la fin du premier jour, en surface. La perte de dureté en surface et dans la zone transformée est très faible dans les jours suivants.

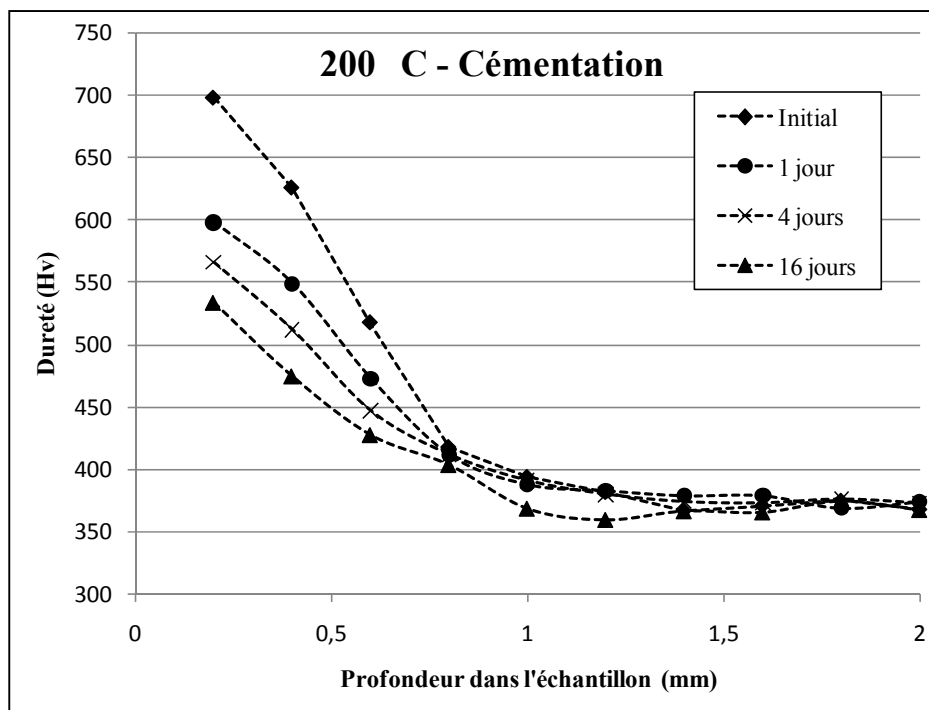


Figure 5.3 Pertes de duretés à 200 °C d'un échantillon cimenté.

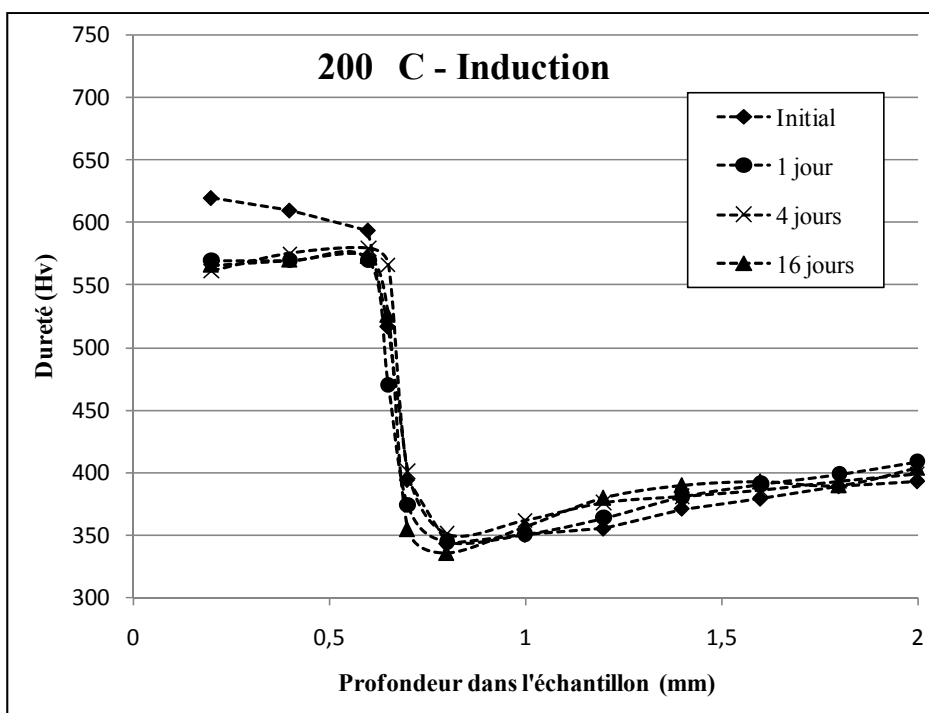


Figure 5.4 Pertes de duretés à 200 °C d'un échantillon induit.

Analyse des résultats et discussion

L'échantillon induit ne subit une chute importante de dureté que le premier jour. Cela est certainement dû à la formation du carbure ϵ à partir des atomes de carbone interstitiel de la martensite (1^{er} stade du revenu). La température de 200 °C n'étant pas suffisante pour entraîner d'autres mécanismes, la dureté se stabilise. C'est ce que l'on observe pour les échantillons prélevés à 2, 4, 8 et 16 jours.

Pour l'échantillon cémenté, même si le plus gros de la dureté est perdu dès le premier jour, il continue à s'adoucir significativement par la suite. Cela pourrait s'expliquer par la diffusion des atomes de carbone vers l'intérieur de l'échantillon, qui entraîne une perte de dureté tout au long de l'expérience. De plus, on remarque que la dureté, en surface par exemple, au bout de 16 jours est de 530 Hv pour l'échantillon cémenté, et de 560 Hv pour l'échantillon induit. Pourtant, le matériau est le même, et est composé d'environ 0,4 % de carbone. Ceci pourrait s'expliquer par la différence de la taille des lattes de martensite obtenues avec ces deux procédés. La cémentation impliquant une microstructure plus grossière, c'est probablement pourquoi la dureté de l'échantillon est moindre.

5.3.2 Cinétiques d'adoucissement pour une même dureté initiale

Afin de comparer les pertes de dureté lorsque l'on part d'une même dureté initiale, nous choisissons de suivre l'évolution de la dureté à 0,4 mm de la surface pour les deux procédés. En effet, comme on peut le voir sur la Figure 5.1 précédente (points entourés en bleu), les deux profils se croisent à cette profondeur, et ont une dureté d'environ 625 Hv. Les duretés de ces deux points sont alors tracées en fonction du temps et pour chaque température, et sont représentées sur la Figure 5.5 et la Figure 5.6. Pour une dureté initiale équivalente, on remarque que les cinétiques d'adoucissement des deux procédés sont différentes. Il apparaît clairement que les échantillons cémentés perdent plus de dureté que les échantillons induits, quels que soient le temps et la température. On remarque également que plus la température est élevée, plus grande est la perte de dureté. En revanche, la dureté des échantillons induits semble se stabiliser avec le temps.

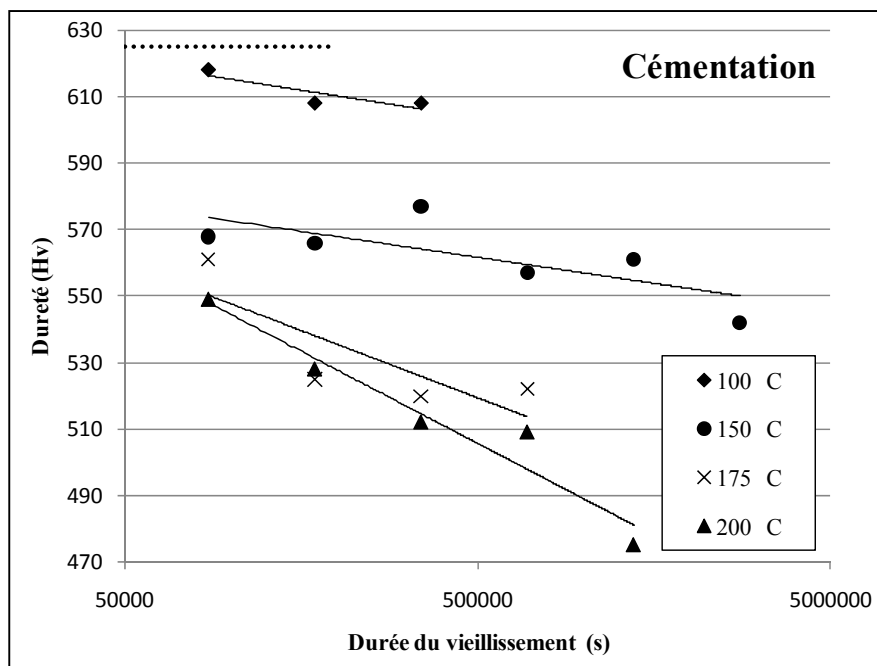


Figure 5.5 Pertes de dureté des échantillons cimentés, à partir d'une dureté de base de 625 Hv à 0,4 mm.

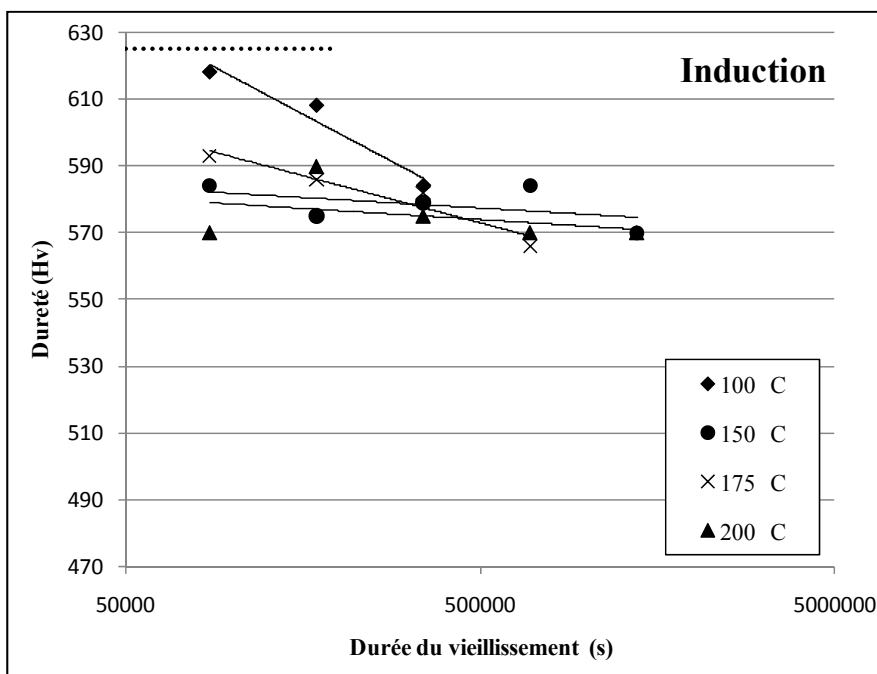


Figure 5.6 Pertes de dureté des échantillons induits, à partir d'une dureté de base de 625 Hv à 0,4mm.

5.3.3 Vieillessement thermique et spécifications en duretés sub-surfaciques

En fatigue de contact, la contrainte de cisaillement maximale τ_{\max} appliquée sur la dent se situe non pas en surface mais à 0,786 fois la largeur de contact (comme illustré sur la Figure 5.7), ce qui dans notre cas équivaut très approximativement à 0,5 mm. Or, cette contrainte doit s'appliquer dans une zone de haute dureté, sinon elle s'appliquerait sur un matériau trop malléable et de limite d'élasticité trop faible, ce qui engendrerait probablement une fissuration de la dent en fonctionnement. À la suite d'un traitement de durcissement superficiel d'un engrenage, la dureté à 0,5 mm de profondeur doit être au minimum de 550 Hv.

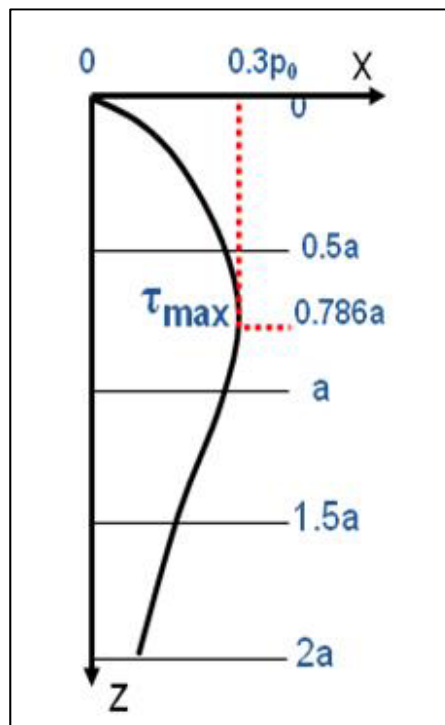


Figure 5.7 Contrainte de cisaillement maximale en fatigue de contact.
Adaptée de Alban (1985)

Initialement, cette tolérance est respectée puisque sur la Figure 5.8 en traits pleins, on peut mesurer approximativement une dureté de 575 Hv pour l'échantillon cimenté et une dureté

de 615 Hv pour l'échantillon induit. En revanche, après 16 h à 200°C, en traits pointillés, la dureté à 0,5 mm de profondeur pour l'échantillon cimenté a chuté à 450 Hv, et celle de l'échantillon induit est descendue à 575 Hv. Par conséquent, pour l'échantillon cimenté, la tolérance de 550 Hv à 0,5 mm n'est plus respectée, et de loin, puisque la différence est de 100 Hv.

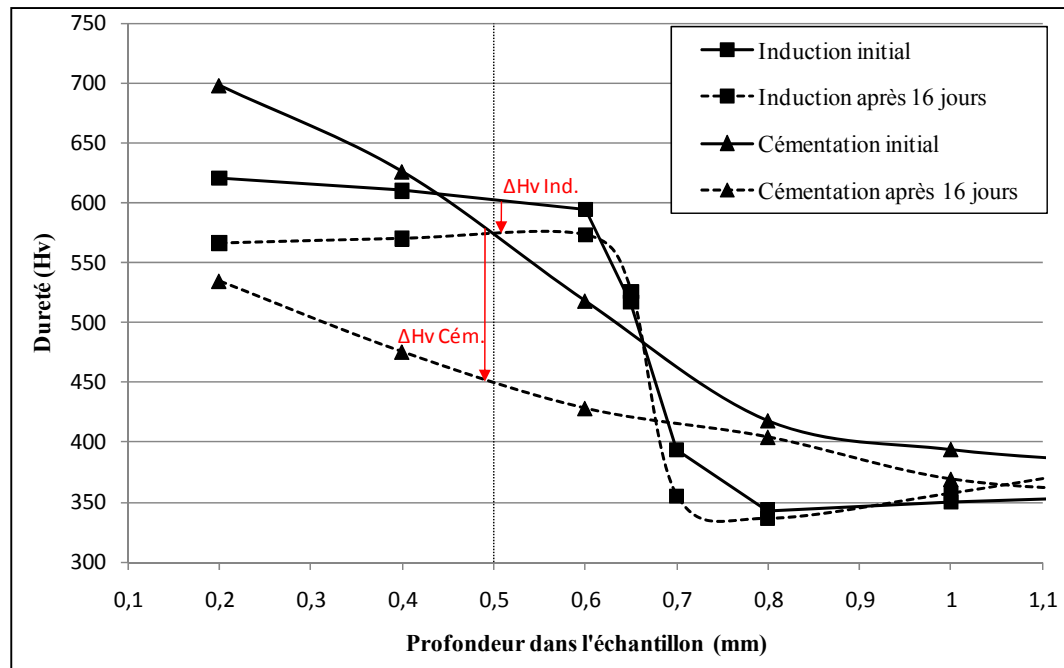


Figure 5.8 Comparaison des duretés initiales à celles après 16 jours à 200 °C.

Comme montré plus haut sur la Figure 5.8, on observe qu'après 16 jours à 200 °C, la dureté à 0,5 mm pour l'échantillon cimenté est d'environ 450 Hv, c'est-à-dire en deçà de la limite de 550 Hv imposée par le dessin. L'échantillon induit lui, respecte toujours le critère avec une dureté de 575 Hv à 0,5 mm, valeur qui rentre dans la tolérance pour une bonne durée de vie en fatigue de contact.

Il faut rappeler que ces valeurs sont obtenues après une chauffe à 200 °C, ce qui n'est pas du tout représentatif de ce qui se passe dans les moteurs actuellement. Mais cela montre que même en poussant à l'extrême les conditions de températures, le procédé d'induction permet de respecter ce type de tolérance.

5.4 Conclusion

Lors du vieillissement de tous ces échantillons, issus pour la moitié d'une roue induite et pour l'autre d'une roue cémentée, il apparaît clairement que les échantillons induits perdent beaucoup moins rapidement leur dureté, et ce quelle que soit la température. Il faut rappeler que les pièces cémentées ont un gradient de taux de carbone entre leur surface et leur cœur, ce qui entraîne une diffusion des atomes de carbone vers le cœur, et donc une perte de dureté importante en surface. L'induction tire un grand avantage de ne pas subir ce phénomène de diffusion.

De plus, dans le cas d'une trempe après chauffe par induction, la taille des lattes de martensite fraîche est limitée par la petite taille des grains d'austénite qui se sont formés lors de l'austénitisation. En conséquence, la microstructure martensitique post-induction est très fine, et donc très dure. C'est le principal avantage du procédé d'induction sur le procédé de cémentation.

D'après ces brefs résultats, ils semblent tout à fait envisageable d'augmenter la température de fonctionnement des moteurs, du point de vue de la microdureté tout du moins. Il reste à savoir si cette augmentation de température ne ferait pas trop s'adoucir les contraintes résiduelles de compression, auquel cas nous aurions une dégradation conséquente de la durée de vie en fatigue des engrenages.

CONCLUSION

Cette étude a été réalisée afin de développer un modèle décrivant l'évolution de la dureté lors de l'adoucissement de la martensite d'un acier faiblement allié. Plus précisément, l'objectif est d'intégrer ce modèle dans des simulations numériques par éléments finis, afin de déterminer, lors d'une trempe par induction d'un engrenage, la profondeur et la dureté de la couche dite de « sur-revenu ». Des échantillons de dureté initiale différente ont été traités thermiquement. Des revenus à des températures comprises entre 250 °C et 550 °C ont été effectués dans un bain de sel afin de quantifier expérimentalement l'évolution de la microdureté du matériau pour des temps de traitement allant de 1 seconde à 2 heures. Sur les courbes d'adoucissement obtenues (microdureté en fonction du temps de revenu), une inflexion dans la cinétique de perte de dureté a été observée lors d'un maintien isotherme. Deux pentes distinctes apparaissent sur chaque courbe d'adoucissement. Trois approches ont été développées pour décrire les cinétiques de perte de dureté à chaque niveau de température et pour chaque niveau initial de dureté. La première se base sur le paramètre de revenu de Hollomon-Jaffé; la seconde adopte une description analytique des courbes d'adoucissement et finalement la troisième approche utilise une loi de type Johnson-Mehl-Avrami.

Une interprétation physique expliquant la séquence de 2 pentes dans la cinétique de perte de dureté a été proposée sur la base d'observations issues de la littérature. La première pente correspondrait à la précipitation de carbures ϵ , mécanisme présentant une faible énergie d'activation (100-150 kJ.mol⁻¹). La saturation en carbures ϵ serait suivie par la germination de carbures de type Fe₃C donnant lieu à la deuxième cinétique. Il sera nécessaire de vérifier cette interprétation par des observations et caractérisations métallographiques. Sur la base de cette interprétation, nous avons émis l'hypothèse que la pièce d'engrenage (dont nous souhaitons prédire la dureté dans la couche de sur-revenu) ayant déjà subi un fort revenu lors de la fabrication de l'engrenage, la précipitation des premiers carbures avait déjà eu lieu. Par conséquent, seule la deuxième pente des courbes d'adoucissement a été prise en compte pour modéliser le phénomène de sur-revenu. Le traitement par induction d'un cylindre plat a été simulé par éléments finis. Nous avons alors obtenu un historique thermique en tout point de la zone de sur-revenu. Grâce aux modèles d'adoucissement développés, il a été possible de

prédire l'évolution de la dureté à partir de ces historiques thermiques. Un cylindre réel a été traité thermiquement par induction dans les mêmes conditions que la simulation, ce qui a permis de comparer les duretés obtenues par le calcul et les duretés réelles. Les résultats numériques ont montré une très bonne concordance avec les mesures expérimentales pour le modèle basé sur la description analytique des courbes de perte de dureté. Une concordance moins concluante a été observée sur la base des modèles utilisant une description de type Hollomon-Jaffe et Johnson-Mehl-Avrami. Il sera intéressant par la suite d'évaluer si, dans d'autres conditions de chauffe, le modèle analytique s'avère aussi fiable. Néanmoins, ce modèle peut dès à présent être introduit dans les routines de calcul des simulations de trempe.

Par ailleurs, des contraintes importantes se sont présentées avec le mode opératoire utilisé pour traiter les échantillons. Premièrement, l'utilisation de bains de sels a limité les traitements à des températures de 550 °C et moins. De plus, l'immersion des échantillons étant effectués manuellement, le temps de traitement était limité à 1 seconde et plus. Cependant, le sur-revenu que subit une pièce trempée-revenue lors d'un traitement par induction, concerne des températures supérieures à 550 °C et des temps généralement inférieurs à la seconde. Ce manque de données pour les hautes températures a obligé à affiner nos modèles le plus précisément possible afin qu'ils puissent être extrapolés ensuite pour des températures supérieures à 550 °C. Deuxièmement, l'utilisation d'un bain de sel suppose que les échantillons soient chauffés par conduction du sel en fusion vers le métal. Cette chauffe n'est pas instantanée et il est difficile d'être précis dans les mesures du temps puisque celui-ci est contrôlé manuellement. L'utilisation d'un autre mode de chauffe serait l'occasion d'obtenir des résultats plus précis. Une chauffe par induction électromagnétique des échantillons pourrait être envisagée sous condition d'un bon contrôle de la température. L'inconvénient est le caractère non homogène de la température sous l'effet des gradients de courants induits dans les couches sub-surfaciques. Un moyen très adapté serait la chauffe via un système Gleeble®. En faisant passer un courant dans l'échantillon, les échantillons peuvent chauffer « de l'intérieur » par effet joule. Ce procédé de chauffe est asservi en température grâce à un thermocouple placé sur l'échantillon, et les vitesses de chauffe peuvent atteindre 1000 °/s. Le même plan d'expérience avec ce type d'équipement

permettrait une précision accrue des données obtenues et surtout d'atteindre de hauts niveaux de températures en des temps très courts.

Une approche totalement différente pourrait être utilisée, en utilisant la dilatométrie ou la résistivité différentielle. En effet, en observant les variations de pentes sur les courbes illustrant la déformation (ou la résistivité) d'un échantillon en fonction de la température (pour une vitesse de chauffe donnée), il serait également possible de développer un modèle d'adoucissement de la martensite, et de façon peut-être plus précise que dans cette étude.

Dans tous les cas, afin de bien identifier quels types de carbures sont formés au cours du revenu, il serait intéressant, en plus d'analyser la microdureté des échantillons revenus, de les analyser par microscopie électronique à transmission (MET). Une meilleure interprétation et compréhension des phénomènes physiques en présence permettrait alors une modélisation plus adéquate et donc plus précise de ceux-ci. L'utilisation de l'analyse d'images par microscopie électronique à balayage (MEB) permettrait également de quantifier le nombre et la taille des carbures à différents stades du revenu. Cela apporterait une contribution certaine dans l'étude des revenus ultra-rapides, domaine que trop peu étudié jusqu'alors.

ANNEXE I

MESURES DE MICRODURETÉ DES LOTS TR, F, et I

Ci-dessous sont présentées les différentes mesures de microdureté effectuées sur les 3 lots F, I, et TR.

La colonne temps correspond au temps de chauffe dans le four à bain de sel.

La colonne température correspond au relevé de température du bain de sel au cours de l'expérience.

On retrouve deux fois la colonne reportant les 3 mesures de duretés ainsi que la moyenne de ces 3 mesures.

La colonne erreur indique l'éloignement de la dureté d'un échantillon par rapport à la moyenne du lot entier. Tout échantillon ayant une erreur de plus de 5% n'a pas été utilisé lors de l'expérience.

Tableau-A I-1 Mesures de dureté du lot TR

Lot TR	ÉCHANTILLON				AVANT REVENU			APRES REVENU	
	Numéro	Temps	Temps (s)	Température (degC)	3 mesures de microdureté	Moyenne (HV)	Erreur	3 mesures de microdureté	Moyenne (HV)
Lot TR	2A	4s	4	245	409 401 401	404	-3%	412 398 404	405
	2B				407 415 420	414	0%		
	2C				409 398 407	405	-2%		
	2D				398 407 401	402	-3%		
	2E	15s	15	245	401 415 412	409	-1%	412 404 412	409
	2F				435 404 407	415	0%		
	2G				415 423 409	416	0%		
	2H	2min	120	244	393 415 401	403	-3%	432 407 415	418
	2I	4min	240	261	423 390 412	408	-1%	418 418 423	420
	2J	8min	480	261	429 407 407	414	0%	398 412 409	406
	2K	15min	900	261	418 429 420	422	2%	407 399 412	406
	2L	30min	1800	261	401 415 418	411	-1%	404 404 412	407
	2M	1h	3600	261	396 407 404	402	-3%	388 393 407	396
	2N	2h	7200	261	401 404 418	408	-2%	418 407 415	413
	3A	1s	1	346	407 407 401	405	-2%	409 409 407	408
	3B	2s	2	348	409 418 407	411	-1%	407 398 396	400
	3C	4s	4	347	418 409 407	411	-1%	415 409 418	414
	3D	8s	8	350	420 418 415	418	1%	418 412 415	415
	3E	15s	15	352	412 412 404	409	-1%	420 420 409	416
	3F	30s	30	354	404 420 412	412	-1%	407 412 412	410
	3G	1min	60	357	415 398 418	410	-1%	415 415 415	415
	3H	2min	120	358	409 415 409	411	-1%	388 404 409	400
	3I	4min	240	354	420 415 412	416	0%	404 404 418	409
	3J	8min	480	354	426 415 418	420	1%	418 415 415	416
	3K	15min	900	354	398 412 409	406	-2%	418 407 396	407
	3L	30min	1800	354	423 407 409	413	0%	412 409 404	408
	3M	1h	3600	354	420 418 423	420	1%	401 391 420	404
	3N	2h	7200	354	418 409 398	408	-1%	409 426 401	412
	4A	2s	2	452	412 407 407	409	-1%	420 412 409	414
	4B				415 423 429	422	2%		
	4C				401 418 404	408	-2%		
	4D				423 412 409	415	0%		
	4E				426 418 415	420	1%		
	4F				423 415 415	418	1%		
	4G				409 423 420	417	1%		
	4H				407 415 412	411	-1%		
	4I				401 409 420	410	-1%		
	4J				396 423 412	410	-1%		
	4K				415 409 432	419	1%		
	4L				432 412 418	421	2%		
	4M				426 418 415	420	1%		
	4N				426 418 409	418	1%		
	5A	1s	1	537	415 420 415	417	1%	404 407 415	409
	5B	2s	2	536	421 418 412	417	1%	409 407 404	407
	5C	4s	4	536	435 415 398	416	0%	423 415 420	419
	5D	8s	8	539	423 423 429	425	3%	412 409 396	406
	5E	15s	15	537	415 423 409	416	0%	415 398 415	409
	5F	30s	30	540	418 438 423	426	3%	396 402 409	402
	5G	1min	60	543	420 423 420	421	2%	399 407 426	411
	5H	2min	120	537	426 420 415	420	1%	391 378 401	390
	5I	4min	240	543	429 415 412	419	1%	420 418 418	419
	5J	8min	480	543	401 415 426	414	0%	386 420 409	405
	5K	15min	900	543	420 426 415	420	1%	393 414 401	403
	5L	30min	1800	543	412 409 429	417	1%		
	5M	1h	3600	543	441 420 423	428	3%	401 390 391	394
	5N	2h	7200	543	429 415 415	420	1%	385 393 385	388

Tableau-A I-2 Mesures de dureté du lot F

Lot F	Échantillon				Avant revenu			Après revenu	
	Numéro	Temps	Temps (s)	Température (degC)	3 mesures de microdureté	Moyenne (HV)	Erreur	3 mesures de microdureté	Moyenne (HV)
Lot F	F2A				579 633 602	605	2%		
	F2B				588 557 593	579	-2%		
	F2C	4s	4	245	575 566 598	580	-2%	584 589 593	589
	F2D				575 584 566	575	-3%		
	F2E	15s	15	245	589 570 618	592	0%	598 593 589	593
	F2F				575 584 588	582	-2%		
	F2G	1min	60	245	579 598 589	589	-1%	561 566 570	566
	F2H	2min	120	244	613 603 579	598	1%	548 553 544	548
	F2I	4min	240	261	603 603 608	605	2%	520 520 528	523
	F2J	8min	480	261	589 613 589	597	1%	528 524 532	528
	F2K	15min	900	261	603 589 608	600	1%	505 512 524	514
	F2L	30min	1800	261	575 608 603	595	0%	513 516 528	519
	F2M	1h	3600	261	584 589 593	589	-1%	505 509 505	506
	F2N	2h	7200	261	584 598 598	593	0%	501 494 498	498
	F3B	2s	2	348	603 589 593	595	0%	589 589 589	589
	F3C	4s	4	347	589 579 589	586	-1%	589 584 589	587
	F3D	8s	8	350	593 589 598	593	0%	544 553 549	549
	F3E	15s	15	352	584 593 536	571	-4%	540 528 536	535
	F3F	30s	30	354	603 603 613	606	2%	516 516 501	511
	F3A	1 min	60	357	608 598 613	606	2%	483 480 490	484
	F3H	2min	120	358	584 589 598	590	-1%	509 498 480	496
	F3I	4min	240	354	613 613 603	610	3%	480 473 480	478
	F3J	8min	480	354	598 603 593	598	1%	470 473 480	474
	F3K	15min	900	354	613 608 603	608	2%	501 498 494	498
	F3L	30min	1800	354	598 603 608	603	2%	480 483 480	481
	F3M	1h	3600	354	589 598 603	597	0%	480 476 470	475
	F3N	2h	7200	354	603 618 598	606	2%	476 460 463	466
	F4A	2s	2	452	588 598 589	592	0%	575 589 575	580
	FB	4s	4	448	579 589 618	595	0%	593 593 583	590
	FF	8s	8	445	613 618 603	611	3%	501 501 498	500
	F4E	15s	15	443	575 579 574	576	-3%	483 483 476	481
	F4F	30s	30	446	608 588 623	606	2%	463 453 460	459
	F4G	1min	60	451	603 593 584	593	0%	447 450 438	445
	F4H	2min	120	459	589 598 579	589	-1%	415 415 429	420
	F4I	4min	240	452	588 593 598	593	0%	426 447 429	434
	F4J	8min	480	452	603 608 584	598	1%	418 423 426	422
	F4K	15min	900	452	628 584 608	607	2%	418 418 420	419
	F4L	30min	1800	452	603 608 566	592	0%	423 438 415	425
	F4M	1h	3600	452	598 598 584	593	0%	420 417 412	416
	F4N	2h	7200	452	598 593 575	589	-1%	420 409 412	414
	F5A	1s	1	537	588 584 593	588	-1%		
	F5B	2s	2	536	557 561 589	569	-4%	584 593 598	592
	FA	4s	4	536	608 584 608	600	1%	528 528 532	529
	F5C				512 501 540		12%		
	F5D	8s	8	539	575 584 575	578	-3%	476 490 469	478
	F5E	15s	15	537	628 608 589	608	2%	444 441 448	444
	F5F	30s	30	540	613 613 589	605	2%	426 423 426	425
	F5G	1min	60	543	566 593 574	578	-3%	418 415 409	414
	F5H	2min	120	537	589 589 593	590	-1%	404 393 407	401
	F5I	4min	240	543	579 608 623	603	2%	396 379 383	386
	F5J	8min	480	543	598 598 593	596	0%	393 396 388	392
	F5K	15min	900	543	593 584 593	590	-1%	396 383 388	389
	F5L	30min	1800	543	589 603 570	587	-1%	367 381 381	376
	F5M	1h	3600	543	566 623 589	593	0%	381 374 367	374
	F5N	2h	7200	543	589 594 603	595	0%	369 369 364	367

Tableau-A I-3 Mesures de dureté du lot I

Lot I	ÉCHANTILLON				AVANT REVENU			APRÈS REVENU	
	Numéro	Temps	Temps (s)	Température (degC)	3 mesures de microdureté	Moyenne (HV)	Erreur	3 mesures de microdureté	Moyenne (HV)
Lot I	I2A				613 638 628	626	-1%		
	I2B				655 633 638	642	1%		
	I2C	4s	4	245	649 638 633	640	1%	613 628 633	608
	I2D				638 638 628	635	0%		
	I2E	15s	15	245	660 633 644	646	2%	628 603 613	605
	I2F				623 633 644	633	0%		
	I2G	1min	60	245	628 633 655	639	0%	603 575 593	589
	I2H	2min	120	244	613 633 633	626	-1%	553 570 557	564
	I2I	4min	240	261	628 638 633	633	0%	557 557 561	557
	I2J	8min	480	261	638 623 618	626	-1%	536 532 540	535
	I2K	15min	900	261	644 649 633	642	1%	540 532 520	528
	I2L	30min	1800	261	649 655 649	651	2%	528 532 532	533
	I2M	1h	3600	261	649 623 628	633	0%	548 544 544	517
	I2N	2h	7200	261	649 638 655	647	2%	532 536 549	526
	I3A	1s	1	346	633 638 649	640	1%	638 660 628	618
	I3B	2s	2	348	613 613 633	620	-3%	603 598 623	600
	I3C	8s	8	350	633 633 628	631	-1%	561 561 579	567
	I3D						9%		
	I3E	15s	15	352	628 618 613	620	-3%	553 544 544	532
	I3F	30s	30	354	638 628 633	633	0%	524 532 532	538
	I3G	1min	60	357	689 623 660	657	3%	524 536 536	506
	I3H	2min	120	358	638 638 628	635	0%	490 480 494	487
	I3I	4min	240	354	638 638 633	636	0%	516 513 513	515
	I3J	8min	480	354	644 638 638	640	1%	483 483 473	475
	I3K	15min	900	354	633 671 633	646	2%	487 505 498	486
	I3L	30min	1800	354	655 713 613	660	4%	501 501 490	499
	I3M	1h	3600	354	655 649 633	646	2%	493 505 508	475
	I3N	2h	7200	354	665 655 633	651	2%	487 490 487	486
	I4A				628 633 638	633	0%		
	I4B	2s	2	452	613 618 638	623	-2%	613 603 613	610
	I4C	4s	4	448	618 623 613	618	-3%	561 566 561	563
	I4D	8s	8	445	638 613 633	628	-1%	524 524 524	524
	I4E	15s	15	443	628 613 623	621	-2%	479 493 493	488
	I4F	30s	30	446	638 638 613	630	-1%	479 463 460	467
	I4G	1min	60	451	633 628 638	633	0%	476 450 459	462
	I4H	2min	120	459	618 649 618	628	-1%	444 453 453	450
	I4I	4min	240	452	618 633 644	632	-1%	450 443 453	449
	I4J	8min	480	452	638 638 644	640	1%	435 453 441	443
	I4K	15min	900	452	628 638 613	626	-1%	447 447 444	446
	I4L	30min	1800	452	638 638 603	626	-1%	441 437 420	433
	I4M	1h	3600	452	644 638 618	633	0%	426 434 441	434
	I4N	2h	7200	452	655 623 638	639	0%	409 420 401	410
	I5A	1s	1	537	644 644 665	651	2%		
	I5B	2s	2	536	633 628 649	637	0%	644 623 603	623
	I5C	4s	4	536	633 607 671	637	0%	553 549 557	553
	I5D	8s	8	539	633 603 644	627	-1%	501 509 487	499
	I5E	15s	15	537	644 638 608	630	-1%	483 466 487	479
	I5F	30 s	30	540	660 681 633	658	4%	416 421 424	420
	I5G	1min	60	543	628 633 623	628	-1%	388 401 383	391
	I5H	2min	120	537	655 660 623	646	2%	404 412 404	407
	I5I	4min	240	543	688 644 633	655	3%	371 396 393	387
	I5J	8min	480	543	638 638 643	640	1%	404 409 415	409
	I5K	15min	900	543	628 638 633	633	0%	396 407 396	400
	I5L	30min	1800	543	603 628 623	618	-3%	393 396 398	396
	I5M	1h	3600	543	644 628 628	633	0%	379 371 378	376
	I5N	2h	7200	543	613 633 618	621	-2%	391 398 407	399

ANNEXE II

TAUX D'AUSTÉNITE RÉSIDUELLE DANS LE 4340

Calcul du taux d'austénite résiduelle

(Meyzaud et Sauzay, 1974) propose la loi suivante pour calculer le taux d'austénite résiduelle :

$$\gamma_r \% = 100. \exp \left(-0,011(M_s - 20)(1 - f(\Delta t_{300}^{700})) \right) \quad (\text{II.1})$$

avec γ_r le pourcentage d'austénite résiduelle dans l'acier à 20 °C, M_s en °C, et :

$$f(\Delta t_{300}^{700}) = 0,41. (1 - \exp(-0,03(\Delta t_{300}^{700})^{0,6})) \quad (\text{II.2})$$

avec Δt_{300}^{700} la durée du refroidissement entre 700 °C et 300°C en secondes.

Dans notre cas,

$$1s \leq \Delta t_{300}^{700} \cong 5s \quad (\text{II.3})$$

$$277^\circ\text{C} \leq M_s \leq 316^\circ\text{C} \text{ (Tableau 1.3)} \quad (\text{II.4})$$

Ce qui donne, après calcul, une valeur d'austénite résiduelle théorique comprise entre :

$$4.0 \% \leq \gamma_r \% \leq 6.5 \% \quad (\text{II.5})$$

Mesure aux rayons X du taux d'austénite résiduelle

Pour le lot I, il faut considérer l'échantillon I (top), on peut lire dans les résultats une valeur d'austénite résiduelle de 3,0 % pour la première mesure et 3,1% pour la deuxième mesure.

L'échantillon F provient du lot F, et l'échantillon B du lot TR.

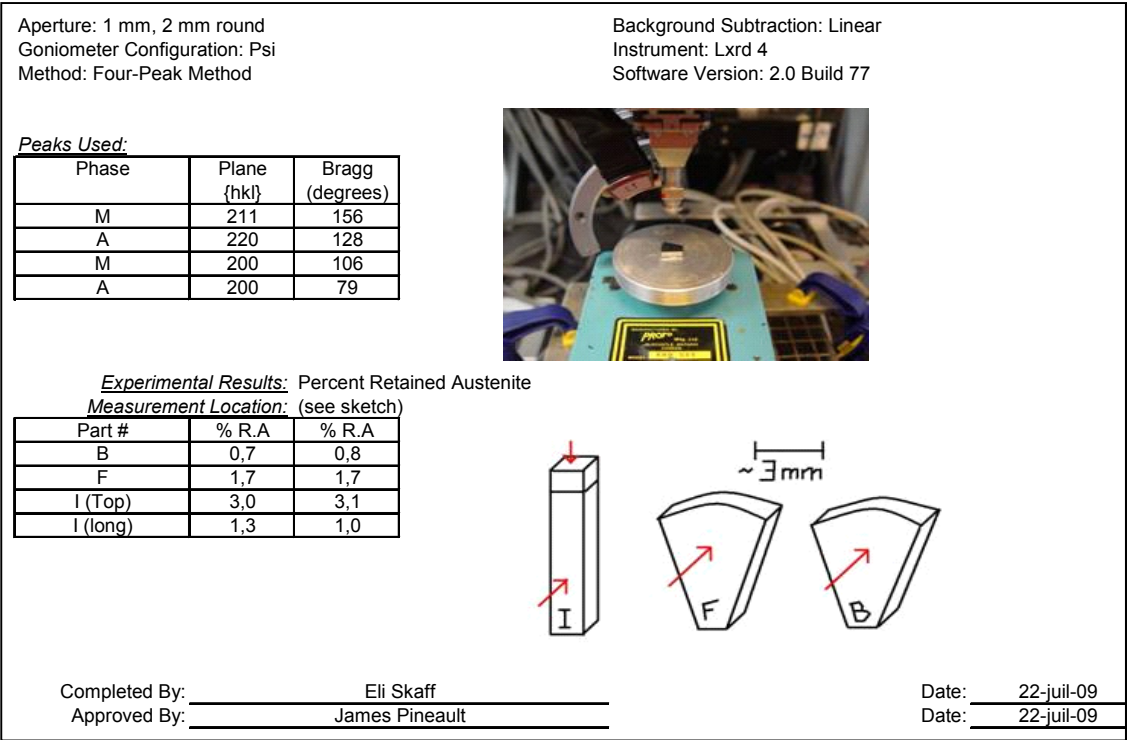


Figure-A II-1 Mesures au rayon X des contraintes résiduelles des lots TR, F, et I.

ANNEXE III


CALCULS DE PRÉDICTION DE LA ZONE DE SUR-REVENU DU CYLINDRE

Tableau-A III-1 Calcul de pertes de dureté avec les 3 modèles (à 1,3 mm de profondeur)


DONNÉES			HJ						ANALYTIQUE				JMA			
Temps (s)	Températures mesurées (°C)	Ti	a	b	C	tequi	HV	d	e(Ti)	tequi	HV	H2(Ti)	k	n	tequi	HV
0	19,9	53,5	-0,029	800,870	14,440		440	-7,3745	653,50		440	597,18	1,1062	0,1098		440
0,05	87,1	136,8	-0,029	800,870	14,440	4E+15	440	-7,3745	617,12	3E+10	440	558,60	1,1062	0,1098		440
0,1	186,5	235,5	-0,029	800,870	14,440	6E+09	440	-7,3745	574,04	8E+07	440	512,90	1,1062	0,1098		440
0,15	284,4	328,0	-0,029	800,870	14,440	1E+06	440	-7,3745	533,67	328557	440	470,08	1,1062	0,1098		440
0,2	371,5	410,9	-0,029	800,870	14,440	3717,9	440	-7,3745	497,49	2431,3	440	431,71	1,1062	0,1098	8137,5	440
0,25	450,2	486,9	-0,029	800,870	14,440	58,621	440	-7,3745	464,30	26,986	440	396,50	1,1062	0,1098	17,305	439,98
0,3	523,6	558,2	-0,029	800,870	14,440	2,388	440	-7,3745	433,18	0,3973	439	363,49	1,1062	0,1098	0,9747	439,52
0,35	592,8	625,1	-0,029	800,870	14,440	0,1919	437	-7,3745	403,99	0,0085	425	332,53	1,1062	0,1098	0,1432	436,37
0,4	657,3	688,6	-0,029	800,870	14,440	0,0295	425	-7,3745	376,25	0,0014	398	303,10	1,1062	0,1098	0,0418	427,31
0,45	719,9	752,5	-0,029	800,870	14,440	0,0117	403	-7,3745	348,38	0,0012	370	273,54	1,1062	0,1098	0,024	413,13
0,5	785,0	792,6	-0,029	800,870	14,440	0,0196	386	-7,3745	330,87	0,0048	352	254,97	1,1062	0,1098	0,0338	400,97
0,55	800,1	800,4	-0,029	800,870	14,440	0,0556	377	-7,3745	327,44	0,0344	346	251,33	1,1062	0,1098	0,0719	393,75
0,6	800,7	798,6	-0,029	800,870	14,440	0,1115	372	-7,3745	328,26	0,0943	343	252,20	1,1062	0,1098	0,1266	389,18
0,65	796,4	790,6	-0,029	800,870	14,440	0,2044	369	-7,3745	331,74	0,2312	341	255,89	1,1062	0,1098	0,2077	386,24
0,7	784,8	778,9	-0,029	800,870	14,440	0,3622	368	-7,3745	336,82	0,5607	340	261,28	1,1062	0,1098	0,3298	384,34
0,75	773,1	767,2	-0,029	800,870	14,440	0,593	367	-7,3745	341,93	1,2198	340	266,69	1,1062	0,1098	0,4916	383,06
0,8	761,4	755,6	-0,029	800,870	14,440	0,9309	366	-7,3745	346,99	2,5231	340	272,06	1,1062	0,1098	0,7069	382,17
0,85	749,9	743,8	-0,029	800,870	14,440	1,4427	365	-7,3745	352,14	5,1757	340	277,53	1,1062	0,1098	1,0039	381,55
0,9	737,8	732,0	-0,029	800,870	14,440	2,2215	365	-7,3745	357,33	10,553	340	283,03	1,1062	0,1098	1,4171	381,12
0,95	726,1	720,4	-0,029	800,870	14,440	3,3822	365	-7,3745	362,39	21,077	340	288,40	1,1062	0,1098	1,9844	380,82
1	714,6	709,0	-0,029	800,870	14,440	5,1103	365	-7,3745	367,34	41,329	340	293,65	1,1062	0,1098	2,7681	380,61
1,05	703,4	698,0	-0,029	800,870	14,440	7,6806	365	-7,3745	372,17	79,666	340	298,78	1,1062	0,1098	3,8587	380,46
1,1	692,5	687,1	-0,029	800,870	14,440	11,52	365	-7,3745	376,91	151,52	340	303,80	1,1062	0,1098	5,3958	380,36
1,15	681,7	676,6	-0,029	800,870	14,440	17,202	365	-7,3745	381,51	283,04	340	308,69	1,1062	0,1098	7,5641	380,28
1,2	671,4	666,2	-0,029	800,870	14,440	25,639	365	-7,3745	386,01	521,06	340	313,46	1,1062	0,1098	10,664	380,24
1,25	661,1	655,9	-0,029	800,870	14,440	38,552	365	-7,3745	390,52	960,61	340	318,24	1,1062	0,1098	15,287	380,2
1,3	650,7	645,4	-0,029	800,870	14,440	58,8	365	-7,3745	395,10	1785,7	340	323,09	1,1062	0,1098	22,444	380,18
1,35	640,2	635,0	-0,029	800,870	14,440	90,525	365	-7,3745	399,67	3319,8	340	327,94	1,1062	0,1098	33,706	380,17
1,4	629,7	624,6	-0,029	800,870	14,440	140,28	365	-7,3745	404,21	6144,3	340	332,76	1,1062	0,1098	51,819	380,16
1,45	619,4	614,1	-0,029	800,870	14,440	219,76	365	-7,3745	408,76	11384	340	337,58	1,1062	0,1098	82,266	380,15
1,5	608,9	603,6	-0,029	800,870	14,440	349,41	365	-7,3745	413,34	21211	340	342,45	1,1062	0,1098	136,31	380,15
1,55	598,4	593,1	-0,029	800,870	14,440	561,76	365	-7,3745	417,93	39521	340	347,32	1,1062	0,1098	236,9	380,15
1,6	587,9	582,7	-0,029	800,870	14,440	910,32	365	-7,3745	422,49	73291	340	352,15	1,1062	0,1098	435,45	380,15
1,65	577,5	572,6	-0,029	800,870	14,440	1469,4	365	-7,3745	426,90	133293	340	356,83	1,1062	0,1098	846,6	380,15
1,7	567,7	563,1	-0,029	800,870	14,440	2326,2	365	-7,3745	431,03	233523	340	361,21	1,1062	0,1098	1732	380,15
1,75	558,5	554,0	-0,029	800,870	14,440	3652,2	365	-7,3745	435,01	400132	340	365,42	1,1062	0,1098	3892,5	380,15
1,8	549,5	545,0	-0,029	800,870	14,440	5771,9	365	-7,3745	438,95	682896	340	369,61	1,1062	0,1098	10495	380,15
1,85	540,5	536,0	-0,029	800,870	14,440	9183,2	365	-7,3745	442,86	1E+06	340	373,76	1,1062	0,1098	39763	380,15
1,9	531,5	527,1	-0,029	800,870	14,440	14711	365	-7,3745	446,74	2E+06	340	377,88	1,1062	0,1098	395212	380,15
1,95	522,7	518,3	-0,029	800,870	14,440	23729	365	-7,3745	450,60	3E+06	340	381,96	1,1062	0,1098		
2	513,9	509,5	-0,029	800,870	14,440	38546	365	-7,3745	454,42	6E+06	340	386,02	1,1062	0,1098		
2,05	505,2	501,0	-0,029	800,870	14,440	62558	365	-7,3745	458,16	9E+06	340	389,98	1,1062	0,1098		
2,1	496,8	493,0	-0,029	800,870	14,440	99017	365	-7,3745	461,62	1E+07	340	393,66	1,1062	0,1098		
2,15	489,3	485,6	-0,029	800,870	14,440	153910	365	-7,3745	464,89	2E+07	340	397,12	1,1062	0,1098		
2,2	481,8	478,1	-0,029	800,870	14,440	240554	365	-7,3745	468,13	4E+07	340	400,56	1,1062	0,1098		
2,25	474,4	470,8	-0,029	800,870	14,440	378070	365	-7,3745	471,34	6E+07	340	403,97	1,1062	0,1098		

ANNEXE IV

CARACTERISTIQUES DE L'HUILE DE PALME



Science Lab.com
Chemicals & Laboratory Equipment



Health	0
Fire	1
Reactivity	0
Personal Protection	A

Material Safety Data Sheet

Palm oil MSDS

Section 1: Chemical Product and Company Identification	
Product Name: Palm oil Catalog Codes: SLP4939 CAS#: 8002-75-3 RTECS: RJ3696300 TSCA: TSCA 8(b) inventory: Palm oil CI#: Not available. Synonym: Chemical Name: Not available. Chemical Formula: Not available.	Contact Information: Sciencelab.com, Inc. 14025 Smith Rd. Houston, Texas 77396 US Sales: 1-800-901-7247 International Sales: 1-281-441-4400 Order Online: ScienceLab.com CHEMTREC (24HR Emergency Telephone), call: 1-800-424-9300 International CHEMTREC, call: 1-703-527-3887 For non-emergency assistance, call: 1-281-441-4400

Section 2: Composition and Information on Ingredients		
Composition:		
Name	CAS #	% by Weight
Palm oil	8002-75-3	100
Toxicological Data on Ingredients: Not applicable.		

Section 3: Hazards Identification
Potential Acute Health Effects: Hazardous in case of ingestion. Slightly hazardous in case of eye contact (irritant), of inhalation. Potential Chronic Health Effects: Hazardous in case of ingestion. Slightly hazardous in case of inhalation. CARCINOGENIC EFFECTS: Not available. MUTAGENIC EFFECTS: Not available. TERATOGENIC EFFECTS: Not available. DEVELOPMENTAL TOXICITY: Not available.

Section 4: First Aid Measures
Eye Contact: No known effect on eye contact, rinse with water for a few minutes.

Figure-A IV-1 Caractéristiques de l'huile de palme

Tiré de ScienceLab.com (2010)

<p>Skin Contact: No known effect on skin contact, rinse with water for a few minutes.</p> <p>Serious Skin Contact: Not available.</p> <p>Inhalation: Allow the victim to rest in a well ventilated area. Seek immediate medical attention.</p> <p>Serious Inhalation: Not available.</p> <p>Ingestion: Do not induce vomiting. Loosen tight clothing such as a collar, tie, belt or waistband. If the victim is not breathing, perform mouth-to-mouth resuscitation. Seek immediate medical attention.</p> <p>Serious Ingestion: Not available.</p>
<p align="center">Section 5: Fire and Explosion Data</p> <p>Flammability of the Product: May be combustible at high temperature.</p> <p>Auto-Ignition Temperature: 316°C (600.8°F)</p> <p>Flash Points: CLOSED CUP: 162°C (323.6°F).</p> <p>Flammable Limits: Not available.</p> <p>Products of Combustion: Not available.</p> <p>Fire Hazards in Presence of Various Substances: Not available.</p> <p>Explosion Hazards in Presence of Various Substances: Risks of explosion of the product in presence of mechanical impact: Not available. Risks of explosion of the product in presence of static discharge: Not available.</p> <p>Fire Fighting Media and Instructions: SMALL FIRE: Use DRY chemical powder. LARGE FIRE: Use water spray, fog or foam. Do not use water jet.</p> <p>Special Remarks on Fire Hazards: Not available.</p> <p>Special Remarks on Explosion Hazards: Not available.</p>
<p align="center">Section 6: Accidental Release Measures</p> <p>Small Spill: Use appropriate tools to put the spilled solid in a convenient waste disposal container. Finish cleaning by spreading water on the contaminated surface and dispose of according to local and regional authority requirements.</p> <p>Large Spill: If the product is in its solid form: Use a shovel to put the material into a convenient waste disposal container. If the product is in its liquid form: Absorb with an inert material and put the spilled material in an appropriate waste disposal. Finish cleaning by spreading water on the contaminated surface and allow to evacuate through the sanitary system.</p>
<p align="center">Section 7: Handling and Storage</p> <p>Precautions: Keep away from heat. Keep away from sources of ignition. Empty containers pose a fire risk, evaporate the residue under a fume hood. Ground all equipment containing material. Do not breathe dust.</p>

Figure-A IV-2 Caractéristiques de l'huile de palme (suite)
Tiré de ScienceLab.com (2010)

<p>Storage: Keep container dry. Keep in a cool place. Ground all equipment containing material. Keep container tightly closed. Keep in a cool, well-ventilated place. Combustible materials should be stored away from extreme heat and away from strong oxidizing agents.</p>
<p align="center">Section 8: Exposure Controls/Personal Protection</p> <p>Engineering Controls: Use process enclosures, local exhaust ventilation, or other engineering controls to keep airborne levels below recommended exposure limits. If user operations generate dust, fume or mist, use ventilation to keep exposure to airborne contaminants below the exposure limit.</p> <p>Personal Protection: Safety glasses. Lab coat.</p> <p>Personal Protection in Case of a Large Spill: Splash goggles. Full suit. Boots. Gloves. Suggested protective clothing might not be sufficient; consult a specialist BEFORE handling this product.</p> <p>Exposure Limits: Not available.</p>
<p align="center">Section 9: Physical and Chemical Properties</p> <p>Physical state and appearance: Solid.</p> <p>Odor: Not available.</p> <p>Taste: Not available.</p> <p>Molecular Weight: Not available.</p> <p>Color: Not available.</p> <p>pH (1% soln/water): Not applicable.</p> <p>Boiling Point: Not available.</p> <p>Melting Point: 35°C (95°F)</p> <p>Critical Temperature: Not available.</p> <p>Specific Gravity: 0.952 (Water = 1)</p> <p>Vapor Pressure: Not applicable.</p> <p>Vapor Density: Not available.</p> <p>Volatility: Not available.</p> <p>Odor Threshold: Not available.</p> <p>Water/Oil Dist. Coeff.: Not available.</p> <p>Ionicity (in Water): Not available.</p> <p>Dispersion Properties: Not available.</p> <p>Solubility: Insoluble in cold water.</p>

Figure-A IV-3 Caractéristiques de l'huile de palme (suite)
Tiré de ScienceLab.com (2010)

ANNEXE V

MESURES DE MICRODURETÉ DES ÉCHANTILLONS INDUITS ET CÉMENTÉS

Tableau-A V-1 Mesures de duretés à 200 °C

	Profondeur (mm)	Dureté (HV)					
		Initiale	1 jour	2 jours	4 jours	8 jours	16 jours
Cémentation	0,2	698	598	579	566	557	534
	0,4	626	549	528	512	509	475
	0,6	518	473	463	447	435	428
	0,8	418	412	423	412	404	404
	1	394	388	396	391	376	369
	1,2	382	383	391	380	369	360
	1,4	367	379	383	374	367	367
	1,6	371	379	383	373	371	366
	1,8	375	369	388	376	369	375
	2	368	374	381	373	364	368
Induction	0,2	620	570	572	561	561	566
	0,4	610	570	590	575	570	570
	0,6	594	570	579	579	584	573
	0,65	517	470	515	566	553	526
	0,7	394	374	439	401	450	355
	0,8	343	345	386	351	369	336
	1	350	351	405	362	351	357
	1,2	355	364	401	376	349	380
	1,4	371	381	427	381	374	390
	1,6	379	391	415	386	381	393
	1,8	389	399	423	393	396	390
	2	393	409	410	399	404	404

Tableau-A V-2 Mesures de duretés à 0,4 mm de profondeur

	Profondeur (mm)	Dureté (HV)					
		1 jour	2 jours	4 jours	8 jours	16 jours	32 jours
Cémentation	100	618	608	608			
	150	568	566	577	557	561	542
	175	561	525	520	522		
	200	549	528	512	509	475	
Induction	100	618	608	584			
	150	579	584	575	579	584	570
	175	593	586	582	566		
	200	570	590	575	570	570	

ANNEXE VI

ARTICLE DE CONFERENCE : 1st MEDITERRANEAN CONFERENCE ON HEAT TREATMENT AND SURFACE ENGINEERING SHARM-EL-SHECK, EGYPTE, 2009

PREDICTION OF OVER-TEMPERING DURING RAPID INDUCTION HEATING

**Christophe DUCASSY*, Florent BRIDIER*, Philippe BOCHER*, Patrick
ARKINSON****

*École de Technologie Supérieure, Montréal, Québec, Canada
philippe.bocher@etsmtl.ca

**Pratt&Whitney Canada, Longueuil, Québec, Canada
patrick.arkinson@pwc.ca

ABSTRACT

The present work concerns the kinetics of hardness loss during induction heat treating of a AMS6414 steel. Induction hardening is used in industry as it is a “green” manufacturing process that allows local superficial hardening. The vast majority of induction hardening is done on normalized ferrite-pearlite structures with low core hardness. However, in the present study, the core material is a tempered martensite with hardness of 450 HV for aerospace mechanical application. Metallurgically, there is a big difference between these two cases as ferrite-pearlite structure are thermodynamically stable, where as martensite is metastable. Because of the high temperatures seen by the region just below the transformed region, martensite softens and this region is called “over-tempering.” Indeed, this layer (martensitic) is heated to very high temperatures without being austenitized and return to a more stable state, i.e., ferrite with dispersed carbides. This return to equilibrium leads to loss of hardness. The aim of this study is to predict the depth and final hardness of this zone according to the specific thermal cycle of induction hardening, i.e. very short times, and high temperatures. The specific influences of time, temperature and initial hardness / microstructure on the kinetic tempering alloy were investigated and analyzed with regards to the over-tempering phenomenon.

Keywords : tempering, martensite, over-tempering, induction, surface hardening.

INTRODUCTION

Induction heating process is widely used in industry to superficially hardened mechanical parts. The surface region is rapidly heated up to the austenitic phase (core martensite $\alpha' \rightarrow$ austenitic γ) by strong magnetic fields and quickly quenched to obtain a hard martensite layer (austenitic $\gamma \rightarrow$ martensite α'). In the induction hardening applications that are under development in our research group, the heating rate is very fast (about 2000 °C/s) and the heat cycle small (less than a second). This thermal cycle affects only a very small layer of material, including the region of phase change and the sub-surface layer that undergoes a tempering cycle. This tempering generates a so-called “over-tempered” region where the hardness can be significantly lower than the core material (core tempered martensite $\alpha' \rightarrow$ over tempered martensite).

The final hardness after austenite transformation to martensite has been predicted in several publications [1, 2, 3]. On the other hand, the hardness prediction of thermally affected zones has only been sparsely addressed and mostly for the case of welding [4, 5]. The issue of the over-tempering region generated during induction heating is a new challenge to address. In fact, the influence of this size and minimum hardness of this region on the part performance is not well documented in the literature even if it is concern for industrial applications such as aerospace gears.

A typical induction hardness profile obtained by induction heating is depicted in Fig. 1. As it can be seen, the material is quenched and tempered to reach a relatively high core hardness (400 HV in the exemple shown in Fig. 1) which means that the microstructure is in a relatively unstable martensitic state. The typical range of temperatures reached during the induction heating process is displayed in Fig. 1 (Ac_1 is the beginning of austenitization and Ac_3 the end):

- z1 corresponds to the hardened region. It was heated above the Ac_3 temperature (total austenitization) and then quickly cooled. Its hardness is higher than the rest of the part;
- z2 region is composed of a mixture of fresh (hard) and to over tempered martensite (as the temperature only reached values between Ac_1 and Ac_3);
- z3 region is the over-tempered area. During the treatment, this region is heated up significant temperatures (but lower than Ac_1) that do affect hardness (tempering effect of this heat flow);
- finally, z4 region corresponds to the core and is not affected by the thermal flow (too low temperature and too short time).

In the present study, the AMS 6414 steel is used as this low-alloyed martensitic steel is abundantly used in the aeronautic industry. It combines a good ductility and good mechanical strength (including fatigue) when heat treated.

1. EXPERIMENTAL AND MODELING CONDITIONS

On the experimental part of the project, a recipe was developed in order to produce a hardened surface layer (z1) of about 1 mm on a cylindrical part with a diameter of 102 mm Ø using a 210 kHz generator and a 109 mm Ø induction coil. The power of the machine was adjusted in order to obtain the desired hardened layer after a 0.5 second heating cycle. The initial hardness of the part was 450 HV. The measured z1 area is 1 mm, the hardness loss area z2 is 0.3 mm and the over-tempering region z3 is about 1.1 mm (measured at the center of the cylinder).

On the other hand, a multiphysic finite element simulation has been run for the equivalent geometry and heating cycle. The axi-symmetrical mesh of 16,771 triangular and 3,215 quadrilateral finite elements can be seen in Fig 2. The parameters of materials (λ , C_p , σ) are those of the AMS4340 and were chosen to vary according to the temperature [8]. Even if the finite element calculation were done with the equilibrium thermodynamic (in particular Ac_1 equal 710 °C) [6], the criterion used to define the dimension of the transformed layer of austenite was a higher Ac_1 temperature. In fact, Ac_1 is known to change with heating rate [7] and since the later is of the order of 800 °C/s, the phase transformation is likely to occur at 790 °C. The output of such a model can provide us with information such as the ones shown in Fig. 3 which represents 6 temperatures cycles simulated at different depths below the surface at the center of the part displayed in Fig. 2 (1.3, 1.5, 1.7, 1.9, 2.1 and 2.3 mm).

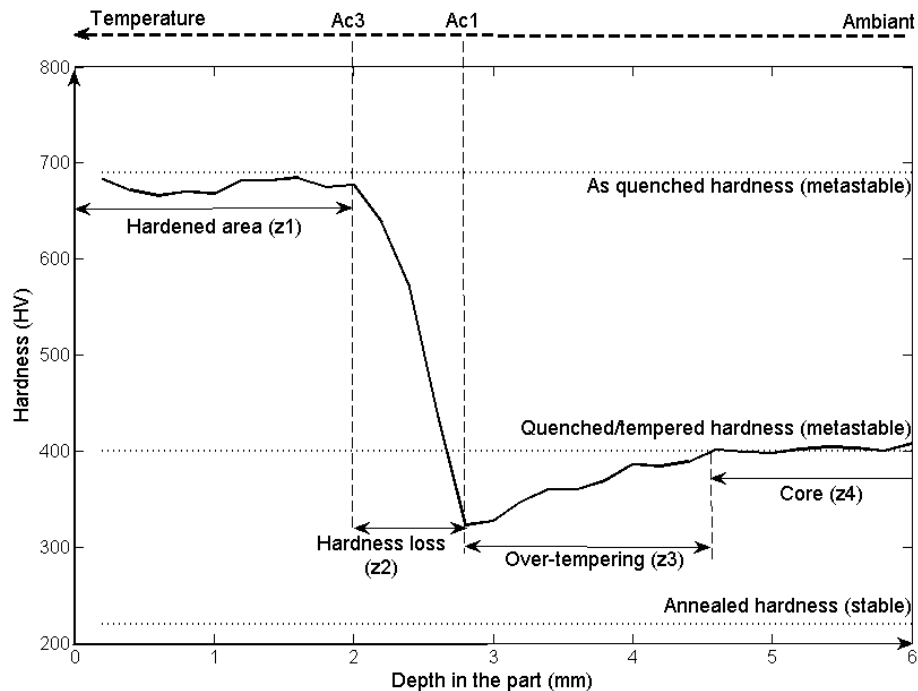


Fig. 1. A typical hardness profile obtained after induction hardening and related maximum temperatures reached during the induction process

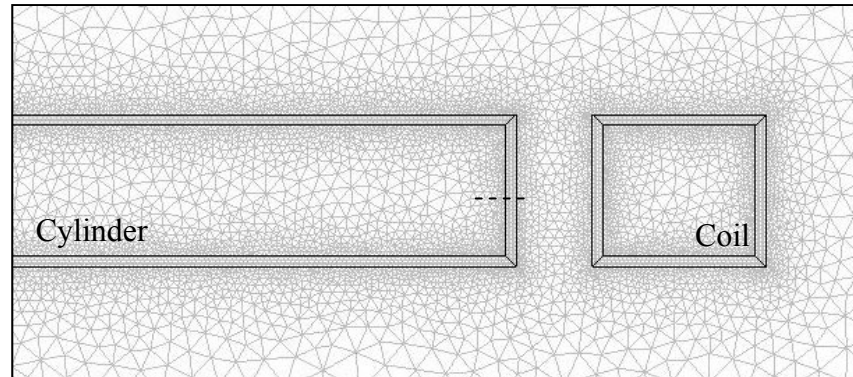


Fig. 2. Meshing of the part and the inductor (zoom in the relevant region)

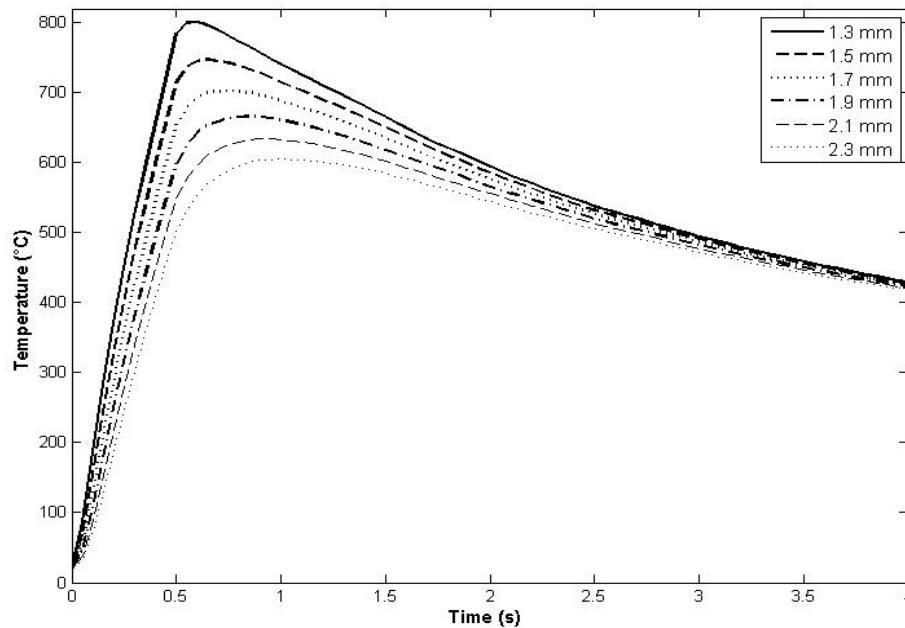


Fig. 3. Thermal history obtained by simulation for various depths below the surface at the central location of the part

2. MATERIAL MODELING USING A EQUIVALENT PARAMETER

2.1. The effect of tempering time and temperature on hardness

In order to predict the over-tempering region, the softening kinetics of the martensite was studied using 56 small samples (about 20 mm³ big) quenched for a 635 (±11) HV hardness. Such a small sample size was used to reach the tempering temperature rapidly and the high hardness was used to better observe the effect of tempering. Tempering in salt bath furnace were done at four temperatures (250, 350, 450, and 550 °C) for 14 various tempering times (from 2 min to 2 h). Temperatures above 550 °C could not be reached by the salt bath furnace used for the present investigation. Micro-hardness measurements were performed before and after treatments according to the HV_{0.2} standard [9]. The average of 3 measurements of microhardness per sample was taken into account.

The loss of hardness is associated with a partial return to the equilibrium state of martensite which is a thermally activated phenomenon. Indeed, it can be observed in Fig. 4 that the drop in hardness is function of temperature and less significantly of time. The linear behavior of this hardness drop with the logarithm of time can be observed.

2.2. The Hollomon-Jaffe tempering parameter

The rather straight line behavior of the data shown in Fig. 4 can be described by a parameter of equivalence, i.e., the Hollomon-Jaffe parameter (PT) [10]. By assuming that tempering obeys to the laws of diffusion, the Hollomon-Jaffe tempering parameter express the effect of time and temperature with a single parameter PT given as:

$$PT = T. (C + \log t) \quad (1)$$

where C is a material constant (usually taken as 14.44 for steels [11]). This relationship is well verified for the measurements displayed in Fig. 4, the data can be grouped as the data fall in a single line when using the Hollomon-Jaffe parameter (see Fig. 5).

The regression of the linear curve of Fig. 5 allows predicting the hardness as a function of time and temperature treatment thanks to the equation:

$$HV = a + b. PT(t, T) \quad (2)$$

where a and b are constants that depend on the steel and its previous heat treatment history. The present data give $a = -0.031$ and $b = 838$. It is significant to specify that the hardness loss has been measured for temperatures ranging from 250 to 550 °C; however, the temperatures seen by the region in the over-tempering zone reach higher values. The present work will assume that the present Hollomon-Jaffe parameter is still valid for higher temperature and shorter tempering times.

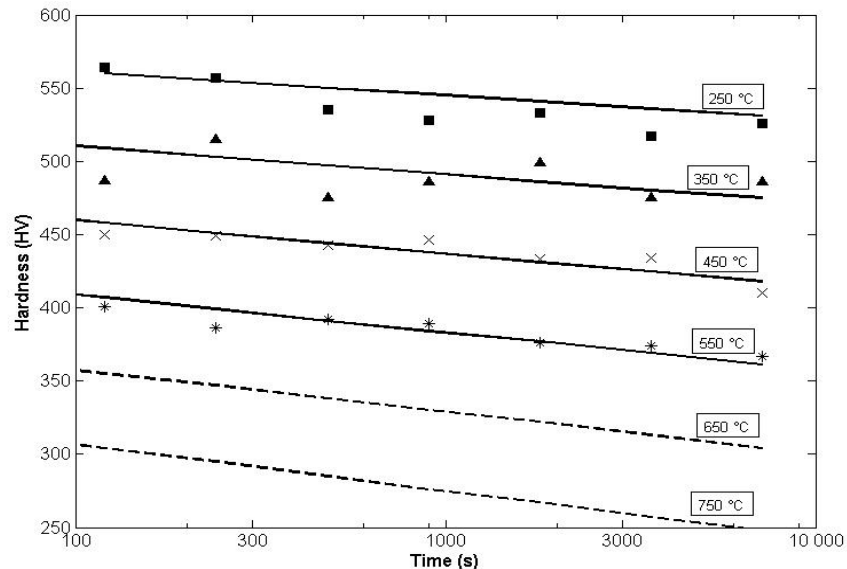


Fig. 4. Hardness during tempering treatment of AMS 6414

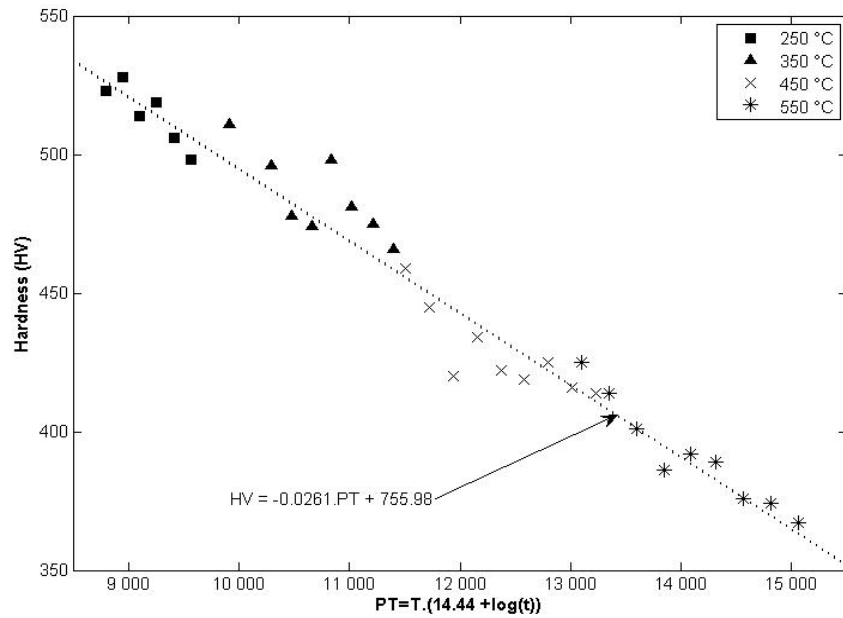


Fig. 5. Hardness versus Holloman-Jaffe tempering parameter

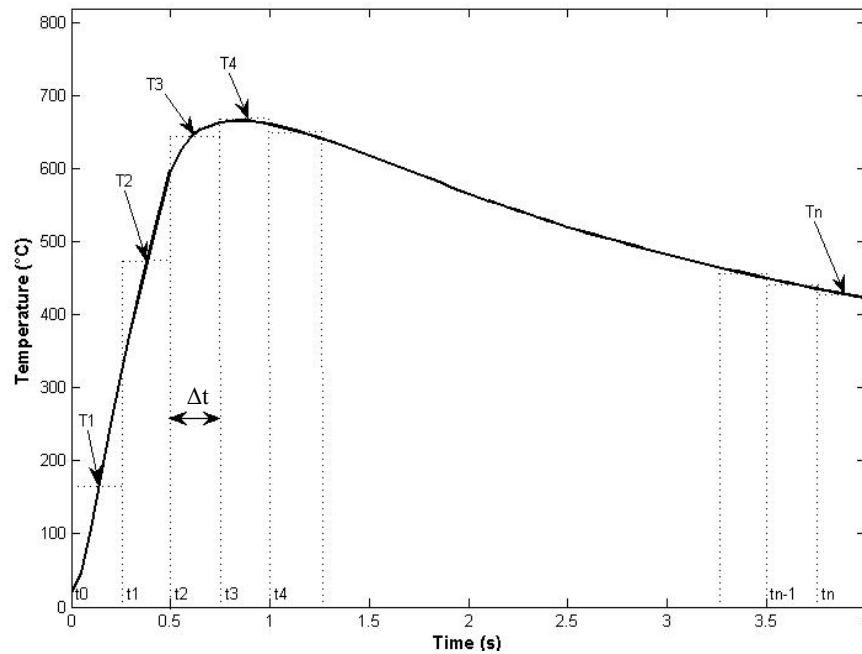


Fig. 6. Discretization of an anisothermal heating cycle

The calculation of hardness losses is explained is illustrated in Fig. 7. First of all, the thermal history of each region is discretized into small time increment Δt (0.05 s in the present case). Temperatures $\langle T \rangle_i$ at a given time t_i is then calculated as the average of the temperature of T_{i-1} and T_i . An “equivalent time” t_{equi} is then calculated based on the hardness of the previous step (HV_{i-1}) and equation 2 (arrows 1 and 2 in Fig. 7):

$$t_{equi} = 10^{\left[\frac{HV_{i-1} - b}{a \cdot T_i} - 14.44\right]} \quad (3)$$

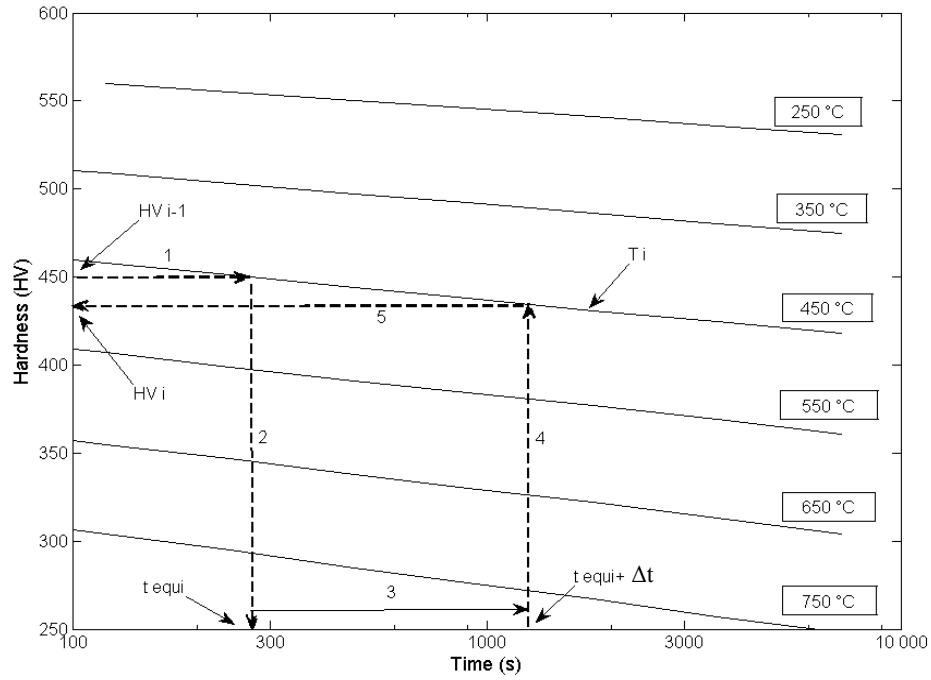


Fig. 7. Method of calculation of the hardness loss for each time increment

Once obtained, a time increment Δt is added to t_{equi} (arrow 3 in Fig. 7, to better illustrate the method, the Δt is taken much larger than the increment used in the calculation) and the new hardness HV_i is calculated using equation 4 (arrows 4 and 5 in Fig. 7):

$$HV_i = a + b \cdot \left(T_i \cdot (14.44 + \log(t_{equi} + \Delta t)) \right) \quad (4)$$

3. VALIDATION OF THE APPROACH

The results of the calculated are reported in Fig. 8 and compared with the experimental results. The results show that the present method and material data seems to rather well estimate the over-tempering region. If one looks in more details, one can see that the simulation somewhat over estimate the size of the over-tempering region and under estimate the hardeners close to the transformation region. Further study will address these points by additional tempering measurement campaigns and more experimental works.

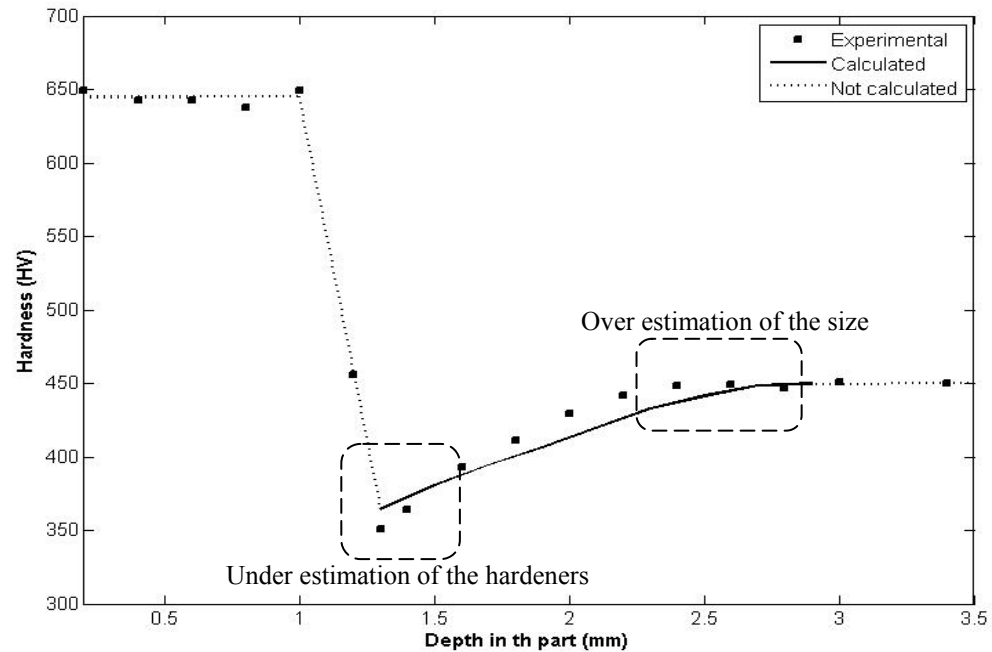


Fig. 8. Over-tempering hardness calculated from thermal history

4. CONCLUSIONS

This semi-empirical method presented here for predicting the hardness in the over-tempering area seems appropriate for fast induction heating. It remains to validate these results for a variety of initial hardness and with real temperature measurements and on more complex thermal cycle.

Moreover, after induction heating, parts have to undergo a low temperature stress relief thermal cycle that may affect the superficial hardness in the fresh martensite. It is then relevant to predict the loss of hardness in the surface layer during such low temperature tempering.

ACKNOWLEDGEMENTS

We wish to thank NSERC for supporting this work. We are also very grateful to Prof. Steve Yue and Dr. Faramarz Zarandi from McGill University for giving access to their salt bath facilities.

REFERENCES

1. D.P. Koistinen, R.E. Marburger, *Acta Met.*, 1959, No. 7, p.60
2. P. Maynier, J. Dollet, P. Bastien, *Hardenability concepts with applications to steels*, Ed. D.V. Doane and J.S. Kirkaldy, 1978
3. S. Denis, D. Farias, A. Simon, *Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolutions in steels*, *ISIJ International*, 1992, vol. 32, No. 3, p.325
4. J.B. Leblond, J.C. Devaux, *A new kinetic model for anisothermal transformation metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size*, *Acta Met.*, 1984, No.32, 1, p.146

5. C. Aubry, S. Denis, P. Archambault, A. Simon, "Modeling of tempering kinetics for the calculation of heat treatment residual stresses in steel", Fifth Int. Conf. on Residual Stresses, Linköping, June 16-18, 1997
6. V.Rudnev, D. Loveless, R.Cook, M. Black, Handbook of induction heating, 2003, p.37
7. J. Orlich, A. Rose, P. Wiest, Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen M.B.H., 1973, vol. 3-4
8. Military Handbook, 1998
9. ASTM E92 – 82 : Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, ASTM Int., West Conshohocken, 2003
10. J.H. Hollomon and L.D. Jaffe. Trans. AIME, 1945, vol. 162, p.249
11. A. Constant, G. Henry, J.C. Charbonnier, Principes de base des traitements thermiques thermomécaniques et thermochimiques des aciers, PYC Édition, Ivry-sur-Seine, 1992

BIBLIOGRAPHIE

- Alban, Lester E. 1985. *Systematic analysis of gear failures*. American society for metals, 232 p.
- Andrews, K. 1965. « Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures ». *JISI*, vol. 203, p. 721-727.
- Association technique de traitement thermique. 2004. *Guide de choix des traitements thermiques*. 175 p.
- Aubry, C., P. Archambault, S. Denis, A. Simon et F. Ruckstuhl. 1997a. « Étude expérimentale et modélisation des cinétiques de revenu d'aciers trempés ». *Traitement thermique*, vol. 303, p. 38-42.
- Aubry, C., S. Denis, P. Archambault et A. Simon. 1997b. « Modeling of tempering kinetics for the calculation of heat treatment residual stresses in steel ». In *Fifth International Conference on Residual Stresses* (June 16-18). Linköping.
- Baïlon, J.P., et J.M. Dorlot. 2000. *Des matériaux*. Presses internationales polytechniques, 735 p.
- Bain, E.C., et N.Y. Dunkirk. 1924. « The nature of martensite ». *Transaction AIME*, vol. 70, p. 25-46.
- Blut, Grégory. À venir. « Influence de la géométrie et des paramètre de traitement sur le profil durci lors d'une trempe par induction ». Maitrise recherche, Montréal, École de technologie supérieure
- Brooks, C.R. 2000. « The metallurgy of induction surface hardening ». *Advanced materials & processes*.
- Callister, William D. Jr, et David G. Rethwisch. 2008. *Fundamentals of materials science and engineering*. 879 p.
- Constant, André, G. Henry et J.C. Charbonnier. 1992. *Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers*. 375 p.
- Costa, L., T. Reti, A.M. Deus et R. Vilar. 2002. « Simulation of layer overlap tempering kinetics in steel parts deposited by laser cladding ». In *International conference on metal powder deposition for rapid manufacturing* (April 2002). San Antonio, Texas, USA.
- Davis, J.R., Davis et associés. 1996. *ASM Speciality Handbook - Carbon and Alloy steels*. ASM International.

- Denis, Sabine, D. Farias et A. Simon. 1992. « Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolutions in steels ». *ISIJ International*, vol. 32, n° 3, p. 316.
- Ducassy, Christophe, Florent Bridier, Philippe Bocher et Patrick Arkinson. 2009a. « Prediction of over-tempering during rapid induction heating ». In *1st mediterranean conference on heat treatment and surface engineering* (December 1-3, 2009). Sharm El-Sheick, Egypt.
- Ducassy, Christophe, Florent Bridier, Philippe Bocher et Patrick Arkinson. 2009b. « Semi-empirical method to predict hardness in a tempered martensitic steel during fast induction heating ». In *48th annual conference of Metallurgists* (August 23-26, 2009). Sudbury, ON, Canada.
- Durand-Charre, Madeleine. 2003. *La microstructure des aciers et des fontes. Genèse et interprétation*. 400 p.
- Furuhara, T., K. Kobayashi et T. Maki. 2004. « Control of cementite precipitation in lath martensite by rapid heating and tempering ». *ISIJ International*, vol. 44, n° 11, p. 1937-1944.
- Grange, R.A., C.R. Hribal et L.F. Porter. 1976. « Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloys steels ». *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 8A, p. 1977.
- Grossman, M.A. 1946. « ». *Trans. AIME*, vol. 167, p. 39.
- Grum, J. 2002. « Induction hardening ». In *Handbook of residual stress and deformation of steel*, sous la dir. de G.E. Totten, M.A.H. Towes, T.Inoue. p. 220-247. ASM Int.
- Haidemenopoulos, G.N., et A.N. Vasilakos. 1997. « On the thermodynamic stability of retained austenite in 4340 steel ». *Journal of mechanical and industrial engineering*.
- Hammond, Mike. 2001. « Simultaneous Dual-Frequency Gear Hardening ». *Electroheat Technologies LLC*.
- Hayakawa, M., T. Hara, S. Matsuoka et K. Tsuzaki. 2000. « Microstructural observation of tempered martensite in a medium-carbon low-alloy steel by Atomic Force Microscopy ». *J. Japan Inst. Metals*, vol. 64, n° 6, p. 460.
- Hollomon, J.H., et L.D. Jaffe. 1945. « Time-temperature relations in tempering steel ». *Trans. AIME*, vol. 162, p. 223.
- Koistinen, D.P., et R.E. Marburger. 1959. « ». *Acta. Metal.*, vol. 7, p. 59.

- Kozlov, É.V., V.V. Veter, N.A. Popova, L.N. Ignatenko et G.A. Belkin. 1994. « Effect of rapid thermocyclic tempering on substructure, phase composition, and the initiation of fracture in a martensitic steel ». *Russian Physics Journal*, vol. 37, n° 2.
- Krauss, G. 1978. « ». *Metall. Trans.*, vol. 9A, p. 1527.
- Kurdjumov, G., et G. Sachs. 1930. « Über den Mechanismus der Stahlhärtung ». *Z. Phys.*, vol. 64, n° 5-6, p. 325-342.
- Lamb, H. 1883. « On electrical motions in a spherical conductor ». *Philosophical Transactions of the Royal Society*, vol. 174, p. 519-549.
- Leblond, J.B., et J.C. Devaux. 1984. « A new kinetic model for anisothermal transformation metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size ». *Acta Metal.*, vol. 32, n° 1, p. 137.
- Lee, W.S., et T.T. Su. 1999. « Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions ». *Journal of materials processing technology*, vol. 87.
- Markegård, Leif. 2002. « Optimized Properties of Car Components – an Explanation of How Residual Stress is created during Surface Hardening ».
- Maynier, P., J. Dollet et P. Bastien. 1978. *Hardenability concepts with applications to steels*.
- Meyzaud, Y., et C. Sauzay. 1974. « ». *Traitement thermique*, vol. 81.
- Mioković, T., V. Schulze, D. Löhe et O. Vöhringer. 2003. « Experimentelle analyse und modellierung des kurzzeitumwandlungsverhaltens von stählen am beispiel von 42CrMo4 ». *HTM*, vol. 58, n° 6, p. 304-313.
- Mortland, Jack. 1985. « Induction tempering ». *Techommentary*, vol. 2, n° 4.
- Murry, Guy. 2002. « Chauffage superficielle par induction - Définition pratique des conditions d'austénitisation ». *Traitement thermique*, vol. 343, p. 25-29.
- Murry, Guy. 2004. « A propos du revenu après trempe par induction ». *Traitement thermique*, vol. 356.
- Niewielski, G., K. Ducki, D. Kuc, H. Woznica et W. Zalecki. 2006. *Examination of AMS 6414 steel susceptibility to heat treatment in induction heating conditions*. 61 p.
- Olson, G.B., et W.S. Owen. 1992. *Martensite*. 331 p.

- Orlich, J., A. Rose et P. Wiest. 1973. « Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle ». vol. 3-4.
- Porter, D.A., et K.E. Easterling. 1992. *Phase transformations in metals and alloys*. 514 p.
- Puichaud, Simon, Christophe Ducassy, Florent Bridier et Philippe Bocher. 2008. *Pertes de dureté en vieillissement après induction ou cémentation*. Montréal: ÉTS.
- Rivat, Pascal, C. Durbain, D. Ghiglione et R. Brunet. 2002. « Trempe de contour avec chauffage par induction bi-fréquence d'engrenages à denture droite ». *Traitement thermique*, vol. 343, p. 41.
- Rivat, Pascal, A. Lombard, Y. Perrier et P. Romanelli. 2004. « Étude du revenu de détente par induction au défilé après trempe par induction au défilé ». *Traitement thermique*, vol. 356, p. 29.
- Rudnev, Valery, Don Loveless, Raymond Cook et Micah Black. 2002. *Handbook of induction heating*. CRC, 796 p.
- Rudnev, Valery, Don Loveless, Raymond Cook et Micah Black. 2003. « Induction hardening of gears: a review ». *Heat Treatment of Metals*, vol. 2003, n° 4, p. 97.
- SAE International. 1997. *Transmission systems, components, gears and friction and fluid materials*. SP-1241.
- SAE International. 2007. *Norme AMS6414K*. Norme, AMS6414K.
- Semiatin, S.L., et D.E. Stutz. 1986. *Induction heat treatment of steel*. ASM International, 308 p.
- Semiatin, S.L., D.E. Stutz et T.G. Byrer. 1985a. « Induction tempering of steel: development of an effective tempering parameter ». *Journal of heat treating*, vol. 4, n° 1, p. 39.
- Semiatin, S.L., D.E. Stutz et T.G. Byrer. 1985b. « Induction tempering of steel: effect of process variables ». *Journal of heat treating*, vol. 4, n° 1, p. 47.
- Shi, Wei, Ke-fu Yao, Nan Chen et Hong-peng Wang. 2004. « Experimental study of microstructure evolution during tempering of quenched steel and its application ». *Transactions of materials and heat treatment*, vol. 25, n° 5.
- Shutts, A. 2004. « Effects of heating rate and prior microstructure on SAE 1541 forging steel ». *Forging industry educational and research foundation*.
- Speich, G.R. 1969. « Tempering of low-carbon martensite ». *Transactions of the metallurgical society AIME*, vol. 245, n° december, p. 2553-2564.

- Straml, M., et J. Flasket. 2007. « Computational approach to contact fatigue damage initiation analysis of gear teeth flanks ». *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 31, p. 1066-1075.
- U.S. Department of Defense. 1998. *Military Handbook*, MIL-HDBK-5H: Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures, Knovel Interactive Edition. Coll. « Low alloy steels ».
- Wan, Nong, Weihao Xiong et Jinping Suo. 2005. « Mathematical model for tempering time effect on quenched steel based on Hollomon parameter ». *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 21, n° 6, p. 803-806.
- Wang, Yunning, Benoit Appolaire, Sabine Denis, Pierre Archambault et Bernard Dussoubs. 2006. « Study and modelling of microstructural evolutions and thermomechanical behaviour during tempering of steel ». *Int. J. Microstructure and Materials Properties*, vol. 1, n° 2, p. 197-207.
- Waterschoot, T., K. Verbeken et B.C. De Cooman. 2006. « Tempering kinetics of the martensitic phase in DP steel ». *ISIJ International*, vol. 46, n° 1, p. 138-146.
- Yao, K., B. Qian, W. Shi, C. Liu et Z. Liu. 2003. « Experimental study and numerical prediction of phase transformation evolution during tempering process of martensite ». *Acta Metallurgica Sinica*, vol. 39, n° 8.
- Zhang, Zhanping. 2002. « Modélisation du comportement cyclique anisotherme d'un acier martensitique 55NiCrMoV7 avec prise en compte du vieillissement ». Paris, École Nationale Supérieure des mines de Paris.
- Zinn, S., et S.L. Semiatin. 2002. *Elements of induction heating. Design, control, and applications*. ASM International, 335 p.